Aciers résistant au fluage

par **Guy MURRY**
Ingénieur de l'École Nationale Supérieure d'Électrochimie
et d'Électrométallurgie de Grenoble, Docteur-Ingénieur
Ancien Directeur de l'Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier (OTUA)
Ingénieur-conseil

1.	**Fluage des aciers**	M 329 - 2
1.1	Aspects macrographiques du fluage	— 2
1.2	Aspects micrographiques du fluage	— 2
1.3	Mécanismes élémentaires du fluage	— 3
1.4	Théories du fluage	— 5
1.5	Bilan des considérations théoriques	— 6
2.	**Caractérisation de la tenue au fluage**	— 7
2.1	Essais de fluage	— 7
2.2	Description quantitative d'une courbe de fluage	— 7
2.3	Description de l'influence des principaux paramètres	— 8
2.4	Résultats utilisés pour caractériser la résistance au fluage	— 10
2.5	Exploitation et extrapolation des résultats d'essais de fluage	— 10
2.6	Description des caractéristiques de résistance au fluage	— 13
3.	**Aciers résistant au fluage**	— 13
3.1	Facteurs dont dépend la résistance au fluage	— 14
3.2	Aciers résistant au fluage	— 15
4.	**Choix d'un acier devant résister au fluage**	— 18
4.1	Ordres de grandeur des caractéristiques de résistance au fluage	— 18
4.2	Choix d'un acier devant résister au fluage	— 18
Pour en savoir plus		Doc. M 329

*Le **fluage** est un **processus de déformation plastique** (se produisant à température supérieure à la température ambiante) qui a pour principale particularité de pouvoir se développer dans le temps, éventuellement jusqu'à rupture, alors qu'à la fois la température et l'effort appliqué (inférieur à la résistance à la traction à la température considérée) restent constants. Il se classe de ce fait parmi les modes de rupture dits « à temps » (avec la fatigue et la corrosion).*

***Un acier devra résister au fluage** chaque fois qu'il sera soumis à des sollicitations mécaniques alors que sa température est sensiblement supérieure à la température ambiante.*

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

1. Fluage des aciers

1.1 Aspects macrographiques du fluage

Les évolutions macroscopiques de la déformation par fluage se font dans des conditions particulières (charge et température constantes) et de telle sorte que la vitesse de déformation (la vitesse dite de fluage) varie continûment dans le temps ; elles sont décrites par la « courbe de fluage ». Cette courbe présente l'aspect schématisé sur la figure **1** que, conventionnellement, on décompose en plusieurs phases qui se succèdent dans le temps :

— la **mise en charge** à l'instant où, après stabilisation en température, la charge d'essai est appliquée. Elle engendre un allongement *OA* instantané qui peut être totalement élastique ou partiellement élastique et partiellement plastique selon la température et la charge ;

— une période *AB*, dite « **1er stade du fluage** », au cours de laquelle se développe (sous une charge constante) une déformation isotherme et répartie à une vitesse d'allongement continûment décroissante. Ce fluage ralenti est appelé **fluage primaire ou transitoire**. Pour les aciers, il est généralement de faible amplitude (son ampleur sur les schémas de courbes de fluage est généralement exagérée ; on peut estimer que, le plus souvent, il provoque un allongement relatif inférieur à 1 %) ;

— une période *BC*, dite « **2e stade du fluage** », au cours de laquelle de développerait (sous une charge constante) une déformation isotherme à une vitesse d'allongement quasiment constante (qui est dite « vitesse minimale de fluage » au cours de l'essai considéré). Ce fluage est dit **fluage secondaire**. Pour les aciers, comme pour de nombreux alliages métalliques, l'existence de ce 2e stade du fluage est très contestée ; l'emploi d'extensomètres à très haute sensibilité montre que ce stade doit être réduit à un simple point d'inflexion (cette notion de fluage à vitesse constante ne serait donc que la conséquence du manque de sensibilité des moyens de mesure des très faibles vitesses d'allongement qui ne permettraient pas de détecter de très petites variations de ces dernières). De nombreux résultats et principalement ceux de Glen [1], d'une part, et ceux de Lubhan et Felgar [2], d'autre part, ont confirmé ce point de vue qui, par ailleurs, a été nettement justifié par Hart [3] et par Poirier [4] ;

— une période *CD*, dite « **3e stade du fluage** », au cours de laquelle se développe (sous une charge constante) une déformation isotherme (plus ou moins localisée) à une vitesse d'allongement continûment croissante. Ce fluage accéléré est appelé **fluage tertiaire** ; il couvre souvent la formation d'une striction et conduit à la rupture de l'éprouvette.

Lorsque la température, la nature de l'atmosphère et la composition du métal le permettent, il y a réaction entre celui-ci et le gaz ambiant avec formation en surface d'une couche de produits de combinaison (le plus souvent des oxydes) dont le comportement plastique est généralement différent de celui du métal de base. Ces faits conduisent souvent à des fissurations de cette couche et, par voie de conséquence, à des anomalies dans l'évolution de la vitesse de fluage.

1.2 Aspects micrographiques du fluage

Au cours du fluage on constate que :

— des déformations se produisent au cœur même de chaque grain, elles sont dites alors intragranulaires ;

— les grains se déplacent les uns par rapport aux autres : la déformation se produit alors dans les joints des grains et on la dit intergranulaire. C'est une des particularités fondamentale du fluage que l'existence de ce processus.

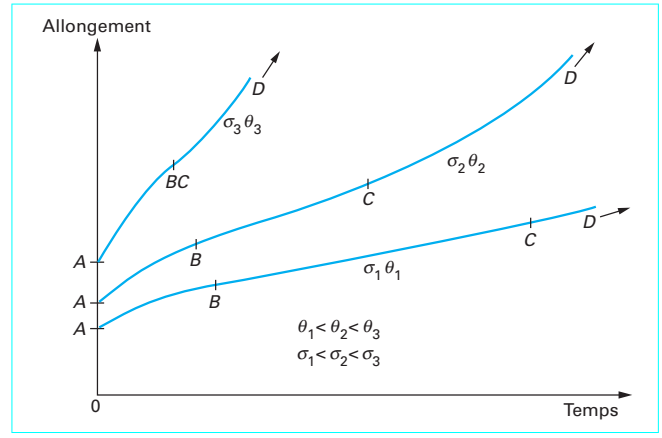


Figure 1 – Schémas de courbes de fluage

Nous allons examiner successivement les manifestations de ces deux modes de déformation.

1.2.1 Déformation intragranulaire

Comme à température ambiante, la déformation plastique intragranulaire à chaud peut mettre en jeu deux mécanismes :

— le glissement (par cisaillement) ;

— le maclage.

Mais l'expérience montre qu'ici, le premier de ces processus est largement prépondérant et que le maclage intervient peu.

Le mécanisme du glissement au voisinage de la température ambiante est décrit dans l'article *L'état métallique. Déformation plastique* [40] auquel le lecteur pourra se reporter. Au cours du fluage, on constate toutefois :

— que le glissement peut intervenir aussi dans des plans qui ne sont pas des plans de densité atomique maximale et selon des directions qui ne sont pas toujours des directions de densité maximale. Il faut noter que si le glissement s'amorce généralement, au début de la déformation plastique, dans un plan de densité atomique maximale, le phénomène de consolidation [41] a pour conséquence de permettre l'initiation du glissement dans des plans de densité atomique moindre. Ainsi se produit le **glissement multiple** ;

— que les glissements prennent une ampleur qui est due à l'intervention de nombreuses dislocations qui se succèdent dans les divers plans de glissement. Dans un même plan elles peuvent alors interéagir [40] ;

— qu'après blocage du glissement par un obstacle et constitution d'un empilement de dislocations, l'apport supplémentaire d'énergie nécessaire à la reprise du glissement et donc à la poursuite de la déformation plastique est principalement le fait de l'agitation thermique de sorte que la température a une grande influence sur la cinétique de la déformation par fluage ; ce phénomène est thermiquement activé.

En présence de nombreux trains de dislocations se déplaçant dans des plans de glissement parallèles et situés à de faibles distances (de l'ordre de quelques distances interatomiques) les uns des autres et lorsque se constituent des empilements parallèles, il apparaît un nouveau phénomène ; la **polygonisation** [40].

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

1.2.2 Déformation intergranulaire

Aux basses températures, lorsque la déformation se fait par glissement dans les grains, les joints de grains constituent des obstacles à ce dernier et ont donc un effet durcissant dont rend compte la loi de Hall-Petch :

$$R_e = \sigma_0 + k\, d^{-0,5}$$

$$R_m = \sigma_0' + k' d^{-0,5}$$

avec d diamètre des grains.

Mais à haute température, il apparaît un glissement aux joints qui est probablement la caractéristique principale du fluage.

Les auteurs sont unanimes à admettre que ce glissement intergranulaire dépend des déformations intragranulaires ; ils considèrent que ces dernières génèrent, lorsqu'elles atteignent un joint, des contraintes qui affectent le voisinage de celui-ci et qui ne peuvent être relaxées que par la déformation intergranulaire.

Dans un **métal polycristallin**, le glissement au joint est surtout sensible par le fait qu'il permet la rotation de certains grains par rapport à d'autres. L'évolution du fluage dans le temps est très voisine de celle du fluage intergranulaire, mais la contribution de la déformation intergranulaire à la déformation totale, bien que variable avec le métal et les conditions d'essai, reste toujours faible (ordre de grandeur 1 %).

Sur des **alliages polycristallins**, il a été remarqué que :

— le glissement intergranulaire peut être bloqué à un point triple. Ce blocage conduit à une concentration locale de contraintes qui engendre l'ouverture d'une fissure. Ce processus est schématisé sur la figure **2 *a***. L'expérience montre que le développement ultérieur de la fissure se fait progressivement et est probablement conditionné par l'ensemble des mécanismes qui contrôle le fluage ;

— le glissement intergranulaire peut se heurter à un obstacle présent dans le joint :

- inclusion,
- précipité intergranulaire,
- irrégularité géométrique du joint (marche),
- intersection des lignes et bandes de glissement avec le joint.

La formation d'une cavité se fait alors selon le processus schématisé sur la figure **2 *b*** ; sa croissance est subordonnée à l'existence d'une contrainte de traction normale au joint et la cinétique de croissance dépend ensuite des autres mécanismes qui contrôlent le fluage.

L'expérience montre que, à température peu élevée, la déformation plastique est essentiellement intragranulaire et la rupture, intragranulaire elle aussi, se fait après une forte déformation plastique. À température plus élevée, le glissement au joint participe de plus en plus à la déformation, ce qui engendre une formation importante de cavités dans les joints et conduit à des ruptures intergranulaires après croissance des cavités ; la déformation plastique globale est alors diminuée. La ductilité du métal, telle qu'on la mesure à travers l'allongement à rupture et la striction, s'en trouve réduite. Elle augmente, à nouveau, à encore plus haute température, quand intervient la migration des joints qui :

— retarde ou empêche le développement des cavités intergranulaires ;

— permet la relaxation des contraintes notamment aux points triples qui perdent alors de leur nocivité.

La migration des joints de grains au cours du fluage a été constatée mais peu étudiée. Il semble qu'elle soit due, d'une part, à un phénomène de restauration qui apparaîtrait au cours du glissement au joint et, d'autre part, à une diffusion d'atomes à travers le joint.

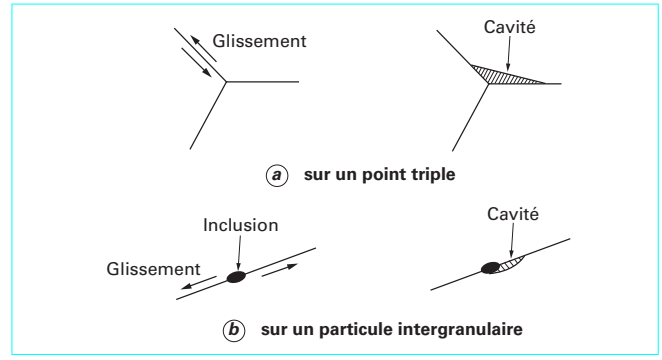


Figure 2 – Schémas de deux processus de formation de cavités

1.3 Mécanismes élémentaires du fluage

La base des modèles proposés pour décrire le fluage est constituée par l'ensemble des phénomènes élémentaires qui, outre la consolidation et la restauration [41] qui accompagnent toute déformation plastique, sont susceptibles d'intervenir :

— l'activation thermique du glissement ;

— la montée des dislocations et le transport de matière par diffusion ;

— le glissement dévié ;

— le glissement dans les joints.

Nous allons nous intéresser à ces différents mécanismes.

1.3.1 Activation thermique du glissement

Il a été constaté que le glissement des dislocations qui pouvait se produire à chaud dépendait de la température dans des conditions qui permettaient de proposer une formulation d'une activation thermique conforme à la loi d'Arrhenius :

$$\text{vitesse de déformation} = k \exp(-\Delta H / RT)$$

avec ΔH énergie d'activation,

R constante molaire des gaz.

Ainsi l'agitation thermique apporte sa part d'énergie pour aider au franchissement des obstacles ; ce fait constitue un aspect important du fluage.

Le franchissement des obstacles (précipités, forêt de dislocations...) peut être aussi aidé par l'action des sollicitations mécaniques extérieures, mais alors la prise en compte de la contrainte due à ces dernières doit être pondérée en fonction de la **contrainte interne** σ_i générée par l'ensemble des défauts de structure et donc surtout par la forêt de dislocations. On définit ainsi une **contrainte efficace** σ_{eff} égale à la différence :

$$\sigma - \sigma_i = \sigma_{\text{eff}}$$

Si $\sigma > \sigma_i$ la dislocation se déplace et l'on peut écrire d'une manière très générale :

$$\text{vitesse de déformation} = k' \exp[f(\sigma_{\text{eff}})]$$

Il faut noter que la polygonisation [41], en diminuant la densité de dislocations dans les sous-grains, engendre une diminution de la contrainte interne σ_i (c'est la restauration). Cette baisse a pour conséquences une augmentation de la contrainte efficace σ_{eff} et donc une activation complémentaire du franchissement des obstacles par les dislocations restantes ; la vitesse de déformation en est accrue.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

Pour permettre d'estimer une valeur moyenne de la contrainte interne σ_i, il a été proposé de réaliser des essais de fluage à température constante au cours desquels on fait varier, par sauts, la contrainte appliquée entre un niveau supérieur qui est le niveau initial et des niveaux plus faibles ; pendant la période de maintien de la contrainte extérieure à ces niveaux inférieurs, on mesure la vitesse de fluage (figure **3**). La valeur moyenne de la contrainte interne est considérée comme correspondant au niveau de sollicitation externe qui n'engendre pas de déformation par fluage (c'est-à-dire pour lequel la vitesse de fluage est nulle et donc les dislocations ne se déplacent pas).

Le bilan de l'action des deux sources d'énergie complémentaire nécessaire pour poursuivre la déformation peut s'exprimer alors sous la forme :

$$\text{vitesse de déformation} = k'' \exp \{-[\Delta H - f(\sigma_{\text{eff}})] / RT\}$$

que l'on écrit souvent :

$$\text{vitesse de déformation} = k'' \exp \{-[\Delta H_0 - f(\sigma)] / RT\}$$

avec ΔH_0 l'enthalpie d'activation du franchissement des obstacles par les dislocations.

Cette prise en compte a conduit à un formalisme équivalent qui considère que la vitesse de déformation est proportionnelle à :

$$\exp(-\Delta H / RT)$$

avec $\Delta H = \Delta H_0 - K f(\sigma)$ énergie apparente d'activation,

K volume d'activation, notion dont J.P. Poirier [4] a montré l'inutilité.

L'importance de cette notion d'activation thermique du franchissement des obstacles par les dislocations a conduit à un élargissement de son application à l'ensemble de la déformation par fluage et donc à des tentatives de prise en compte d'une activation globale du fluage appelée alors « **énergie apparente d'activation du fluage** ». Il est intéressant de noter ici que Dorn [5] a montré qu'à **sollicitation initiale constante** et quelle que soit la température de l'essai, on obtenait à la fois le même allongement et le même état structural d'un métal donné lorsque le paramètre :

$$PD = t \exp(-\Delta H / RT)$$

conservait la même valeur.

La détermination de cette énergie a fait l'objet de nombreux travaux débouchant sur des méthodes de mesure et des résultats différents. Nous décrirons ici les trois méthodes les plus généralement utilisées dont les principes sont tirés des travaux de Dorn [5].

a) Réalisation de deux essais de fluage sous la même charge unitaire à deux températures différentes T_1 et T_2 pour déterminer les durées d'essais t_1 et t_2 nécessaires pour atteindre la même déformation par fluage. L'utilisation de la formulation proposée par Dorn permet alors d'écrire :

$$t_1 \exp(-\Delta H / RT_1) = t_2 \exp(-\Delta H / RT_2)$$

soit :

$$\Delta H = R \ln(t_1 / t_2) \ / \ (1/T_1 - 1/T_2)$$

b) Réalisation d'un essai de fluage sous une charge unitaire constante en effectuant des brusques sauts de température entre deux niveaux T_1 et T_2 et en mesurant la vitesse de fluage $(\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_1$ avant et $(\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_2$ après chaque saut. Le formalisme proposé par Dorn permet alors d'écrire, dans la mesure où on considère comme négligeable l'allongement plastique provoqué par le fluage entre les moments où sont mesurées les vitesses d'allongement (ce qui constitue une approximation discutable) :

$$(\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_1 \exp(\Delta H/RT_1) = (\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_2 \exp(\Delta H/RT_2)$$

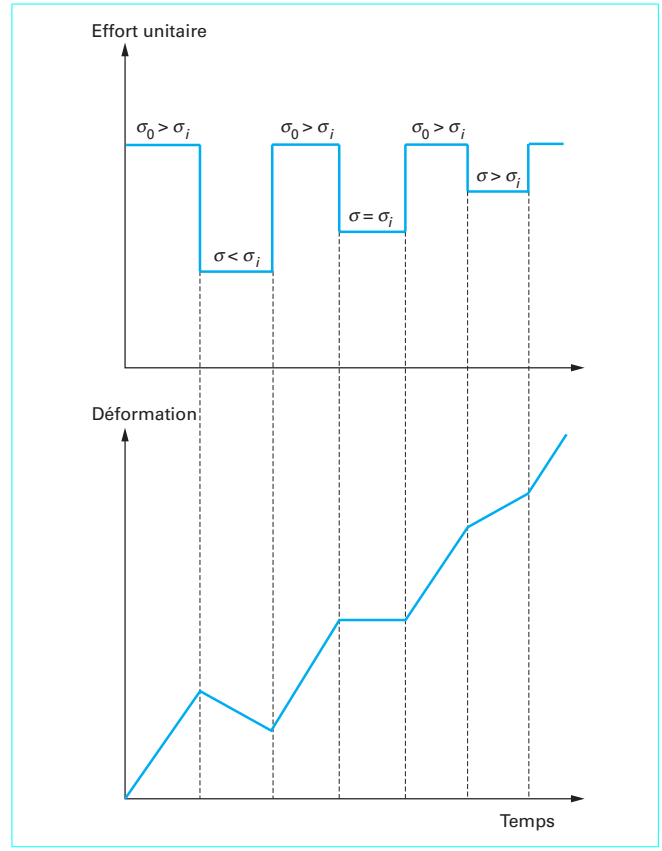


Figure 3 – Schéma de la procédure de détermination de la contrainte interne

soit :

$$\Delta H = \ln[(\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_2 \ / \ (\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t)_1] \ R \ T_1 T_2 \ / \ (T_1 - T_2)$$

Cette mesure peut être perturbée par la réactivité qui est susceptible d'apparaître lorsque l'on abaisse la température et par le développement éventuel d'une nouvelle phase de fluage primaire après une élévation de température.

c) Réalisation d'essais de fluage sous une même charge initiale mais à des températures différentes et calcul de la pente des droites représentant, à charge constante, et en fonction de l'inverse de la température thermodynamique, les variations du logarithme népérien de la vitesse de fluage mesurée lorsqu'une déformation donnée est atteinte. La formulation proposée par Dorn permet en effet d'écrire alors :

$$\ln(\mathrm{d}\ell/\mathrm{d}t) = C - \Delta H \ / \ RT$$

Il a été montré [6] et [7] que ces méthodes n'étaient valables que dans la mesure où toutes les conditions d'essais ne provoquaient, à aucun moment, un dépassement de la limite d'élasticité du métal à la température considérée c'est-à-dire une déformation plastique instantanée qui s'ajouterait au fluage proprement dit.

Par contre, il a été montré [7] que le calcul des pentes des droites représentant, à charge constante et en fonction de l'inverse de la température thermodynamique, les variations du logarithme népérien de la durée de fluage jusqu'à rupture conduisait à une estimation correcte de l'énergie apparente d'activation du fluage même en

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

présence d'une déformation plastique instantanée provoquée au moment de la mise en charge.

1.3.2 Montée des dislocations

Dans le domaine du fluage, un mouvement particulier des dislocations peut apparaître : leur « montée ». Celle-ci se fait par déplacement de crans le long de la ligne de dislocation. Une dislocation coin se déplace ainsi dans son propre plan, phénomène qui suppose un transport de matière ou de lacunes vers ou à partir de la ligne de dislocation et ne se manifeste qu'à des températures assez élevées pour que la diffusion lacunaire puisse se développer ; contrôlé par la diffusion, c'est donc aussi un processus thermiquement activé. Il conduit, quand la dislocation a atteint la limite du grain dans lequel elle se déplace, à sa disparition et à l'apparition d'une déformation. Cette montée peut n'être que partielle ; elle aide alors au franchissement d'obstacles rencontrés dans le plan de glissement.

J.P. Poirier [4] a montré que la montée des dislocations peut être traitée comme un glissement et qu'elle obéit aussi à l'équation d'Orowan [8] sous une forme généralisée qui admet que la vitesse de déformation est proportionnelle à la vitesse moyenne de déplacement des dislocations quel que soit le mode de ce déplacement. Cet auteur admet que la vitesse de montée V_m des dislocations est donnée par une relation de la forme :

$$V_m = K\, D\, \sigma \,/\, T$$

avec D coefficient d'autodiffusion.

1.3.3 Glissement dévié

Lorsque le mouvement d'une dislocation est arrêté par un obstacle, une composante vis de cette dernière peut quitter le plan initial de glissement pour un autre plan contenant la même direction de glissement. L'activation thermique doit intervenir pour aider la dislocation à abandonner son plan initial de glissement. L'énergie d'activation de ce glissement dévié varie avec le niveau de la contrainte appliquée.

1.3.4 Glissement aux joints

Dans un métal polycristallin, l'étude du glissement intergranulaire est très difficile aussi a-t-elle été généralement réalisée sur des bicristaux. Il a été alors constaté que ce glissement n'est pas uniforme : la vitesse de déplacement subit une variation cyclique qui semble montrer qu'en certains points des joints il apparaît un phénomène de consolidation suivi d'une restauration, ces processus n'étant pas synchrones sur toute la longueur du joint. Leurs effets sont donc d'autant plus sensibles que cette dernière est faible ; ils ne sont pas perceptibles dans les polycristaux.

Dans les cas où leur établissement a été possible, il apparaît que les courbes représentant l'ampleur du déplacement au joint en fonction du temps sont analogues aux courbes représentant le fluage global du métal ce qui montre qu'il existe bien une dépendance entre le glissement intragranulaire $(L/L)_g$ et le glissement intergranulaire $(L/L)_j$. On écrit souvent que les deux sont proportionnels :

$$(L/L)_j \,/\, (L/L)_g = K$$

en admettant que K varie, fortement, avec la charge unitaire mais aussi avec la grosseur des grains et avec la température ; parfois il est aussi nécessaire de prendre en compte une diminution de K quand la déformation par fluage augmente.

1.4 Théories du fluage

Les théories du fluage couvrent le domaine du fluage transitoire (primaire) et surtout celui du fluage stationnaire (secondaire) pour lequel elles ont été essentiellement développées.

1.4.1 Théories du fluage transitoire

En ce qui concerne le fluage transitoire, on peut résumer les théories en disant qu'elles attribuent la décélération du fluage à une diminution du nombre de dislocations susceptibles de glisser dans les conditions de sollicitation et de température considérées. Au début du fluage, la densité des dislocations est celle qui préexistait augmentée éventuellement par une déformation plastique instantanée générée par la mise sous charge. Les glissements de ces dislocations sont plus ou moins gênés par la contrainte interne dues aux précipités et à la forêt de dislocations de telle sorte que, seule, une partie d'entre elles peut se mouvoir sous l'action de la contrainte efficace avec, éventuellement, l'aide de l'agitation thermique. Ces glissements engendrent une augmentation de la contrainte interne et, de ce fait, peu à peu, le nombre des dislocations mobiles décroît ; la vitesse de fluage diminue donc. Pour rendre compte de ces phénomènes, Mott et Nabarro [9] ont établi une équation du fluage transitoire qui s'écrit :

$$\varepsilon = k\, [\ln (vt)]^{2/3}$$

avec k fonction, entre autre, de la température,
v facteur fonction de l'agitation thermique.

En donnant plus d'importance à l'augmentation de la densité des dislocations due à la mise sous charge (qui est donc alors supposée supérieure à la limite d'élasticité), Smith [10] est parvenu à une loi de la forme :

$$\varepsilon = k\, T \ln (vt)$$

Cottrell [11] a obtenu un résultat analogue en attribuant un rôle prépondérant aux intersections de dislocations ; Weertman [12] en a fait de même en conjuguant l'effet des barrières de Peierls avec des intersections de dislocations et des glissements multiples.

Seeger [13] en prenant plus en compte les intersections de dislocations situées dans des plans de glissement orthogonaux a abouti à une loi de la forme :

$$\varepsilon = k \ln (1 + bt)$$

avec k et b qui sont fonctions, entre autres, de la température. Par contre, en admettant aussi la consolidation mais en accordant un rôle prépondérant à l'agitation thermique, Orowan [14] a établi une loi de la forme :

$$\varepsilon = k\, t^{1/3}$$

1.4.2 Théories du fluage stationnaire

Le fluage stationnaire est considéré comme un stade au cours duquel la restauration compense la consolidation et Poirier [4] a montré qu'alors la vitesse de fluage était donnée par la relation suivante :

$$\mathrm{d}\varepsilon \,/\, \mathrm{d}t = r \,/\, h$$

avec r vitesse de restauration à vitesse de déformation nulle,
h coefficient de consolidation à restauration nulle.

Cette étape du fluage a fait l'objet du plus grand nombre de travaux théoriques. La plupart d'entre eux font intervenir la génération et le déplacement des dislocations au cours du fluage et accorde une importance plus ou moins grande au processus de montée des

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

dislocations (qui ne peut se développer qu'à haute température) susceptible de permettre la poursuite de la déformation. Weertman [15] a traité le problème en considérant tout d'abord les joints des grains comme les barrières principales qui bloquaient les mouvements des dislocations puis, plus tard, en faisant intervenir les créations d'empilements et de dipôles. Weertman et Ansell [16] ont de surcroît accordé une certaine importance à l'annihilation des dislocations de signes opposés se déplaçant dans des plans de glissement voisins. Mott a attribué beaucoup d'influence aux crans qui freinent les mouvements des dislocations-vis traversant la forêt de dislocations. Li [17] fait intervenir des mouvements coopératifs des atomes dans les nœuds des dislocations. McLean [18] et [19], en admettant que la diffusion était assez rapide, a établi une loi de la forme :

$$\varepsilon = KT \lg (\varepsilon_0 h/r) + t\, r/h$$

qui couvre à la fois le fluage transitoire et le fluage stationnaire (ε_0 est ici la vitesse initiale de fluage). Nabarro [20] a obtenu des résultats analogues en liant le fluage à la montée des arcs du réseau de dislocations.

1.4.3 Théories du fluage-diffusion

Un domaine particulier du fluage est celui du fluage-diffusion dans lequel on admet que les mouvements des dislocations n'interviennent plus et que la déformation est essentiellement due à un transport de matière par diffusion d'une face à l'autre de chaque grain. Selon Nabarro [21], la concentration de lacunes à l'équilibre devant être différente selon l'orientation de la surface d'un grain par rapport à la contrainte imposée, un processus de diffusion doit intervenir entre les différentes faces du grain. Cette théorie a été développée par Herring [22] puis par Coble [23] qui a introduit la diffusion (plus facile toutes choses égales par ailleurs) le long des joints des grains et est parvenu à une formulation de la vitesse de déformation qui s'écrit :

$$\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t = a\, D_j\, \sigma / T\, d^3$$

avec D_j coefficient de diffusion au joint,
d diamètre moyen du grain.

À noter que ce fluage se fait :
— à vitesse constante (dans le temps) ;
— à une vitesse proportionnelle à la contrainte ;
— toujours à haute température.

Par ailleurs, comme l'a montré Asbhy, ce processus de fluage implique un glissement le long des joints des grains.

Il faut remarquer que le niveau de température et le transport de matière font craindre un développement de changements structuraux au cours d'un tel fluage avec abaissement concomitant des performances de résistance mécanique.

1.5 Bilan des considérations théoriques

Les fluages transitoire et stationnaire ont été décrits par de nombreux développements théoriques mais parcellaires qui ont conduit, par exemple François, Pineau et Zaoui [24], à tenter une synthèse en distinguant :

— le **fluage-dislocations** avec :
- le fluage-restauration,
- le fluage contrôlé par la montée des dislocations ;

— le **fluage-diffusion** avec :
- le fluage de Herring-Nabarro,
- le fluage de Coble ;

— le **fluage aux joints**.

Par contre Garofalo [25] avait préféré conserver le schéma traditionnel de classement des aspects théoriques en suivant le plan figurant à la table des matières de son livre :

— **théories du fluage transitoire** avec :
- théories de la saturation,
- théories faisant intervenir la consolidation,
- théories basées sur la multiplication et le blocage des dislocations ;

— **théories du fluage stationnaire** avec :
- théories du fluage visqueux,
- théories du fluage mettant en jeu les dislocations ;

— **théories du glissement intergranulaire** ;
— **théories macroanalytiques du fluage**.

Ce denier titre appelle une citation du même auteur [25] :

« L'approche micromécanique permet de connaître les mécanismes du fluage et de mieux définir les propriétés des matériaux... L'approche macroanalytique fournit des relations fondamentales permettant d'améliorer les méthodes de calcul des structures. Si cette méthode n'apporte rien à la connaissance des mécanismes de base, l'approche micromécanique ne permet pas, quant à elle, de formuler de relations générales concernant le fluage et les phénomènes qui lui sont reliés ».

Ce texte montre à l'évidence que le traitement théorique global du fluage n'est pas acquis. Ce fait est la conséquence de l'extrême complexité de la déformation par fluage qui met en jeu un grand nombre de mécanismes différents dans des conditions particulières. En effet, nous avons vu que, dans les conditions d'utilisation industrielle des métaux, le glissement intragranulaire s'accompagnait de glissements dans les joints, glissements susceptibles de provoquer la rotation des grains et donc la réorientation des systèmes de glissement intragranulaire ; ainsi peut se produire une mise en séquences des processus fondamentaux qui vont successivement intervenir, cesser pour faire place à d'autres, reprendre après arrêt de ces derniers. Cet aspect séquentiel ne se prête pas à un traitement quantitatif global de par la répartition aléatoire des orientations des grains. Par ailleurs, aucune de ces théories ne prend en compte le fluage tertiaire qui, en terme de déformation, est le plus important. Comme l'a noté Goux [26], cette situation fait que l'on se trouve en présence de nombreuses évaluations numériques mais empiriques de la déformation par fluage.

On peut noter, pour terminer, que de nombreux auteurs divisent le domaine de température, entre 0 K et T_f (température de fusion), en trois parties auxquelles ils affectent des mécanismes de fluage différents :

— le **domaine des basses températures** ($T < 0{,}3\ T_f$, soit au-dessous de 250 °C environ pour les aciers) dans lequel la diffusion n'intervient pas et la déformation par fluage n'est qu'un prolongement différé de la déformation plastique banale. Le fluage serait alors logarithmique. On peut d'ailleurs remarquer que, pratiquement, ce fluage à basses températures n'apparaît qu'après l'application d'efforts très élevés qui engendrent des contraintes largement supérieures à la limite d'élasticité ;

— le **domaine des températures que l'on pourrait qualifier de moyennes** ($0{,}3\ T_f < T < 0{,}8\ T_f$, soit de 250 à 1 100 °C environ pour les aciers) dans lequel le fluage est la conséquence, d'une part, de l'activation thermique du mouvement des dislocations avec lequel interfèrent deux phénomènes n'intervenant chacun, d'une manière prépondérante, que dans une partie du domaine :
- la restauration aux plus basses températures,
- la montée des dislocations aux plus hautes températures, et, d'autre part, du glissement dans les joints de grains (glissement intergranulaire). Le fluage est parabolique en son début, puis linéaire et enfin accéléré ;

— le **domaine des hautes températures** ($T > 0{,}8\ T_f$, soit au-dessus de 1 100 °C environ pour les aciers) dans lequel le fluage ne dépend plus du mouvement des dislocations mais résulte d'un flux de lacunes et donc d'un transport de matière par diffusion. Ce fluage est linéaire.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

2. Caractérisation de la tenue au fluage

Pour analyser le développement du fluage on procède à des « essais de fluage » au cours de chacun desquels l'éprouvette, maintenue à température constante, est soumise à une charge fixe. On mesure les déformations qu'elle subit au cours du temps. Les résultats obtenus se présentent sous la forme de courbes de fluage du métal (valables dans les conditions adoptées).

2.1 Essais de fluage

Les essais de fluage sont généralement réalisés sous sollicitation uniaxiale de traction. L'éprouvette, habituellement cylindrique, est, en cours d'essai, soumise à une charge constante (compte tenu des déformations de l'éprouvette la contrainte à laquelle cette dernière est soumise n'est donc pas constante) ; la sollicitation mécanique est conventionnellement prise en compte à travers la **charge unitaire initiale** (charge appliquée / section initiale de l'éprouvette).

L'allongement de l'éprouvette au cours du fluage doit être mesuré à l'aide d'un extensomètre dont les palpeurs sont rendus solidaires des extrémités de la base de mesure définie sur l'éprouvette (il est possible de solidariser les palpeurs avec les têtes de l'éprouvette dans la mesure où la géométrie de ces dernières est telle que ne soient prises en compte que les variations de longueur de la base de mesure). La sensibilité de l'extensomètre est un facteur important de la qualité des essais ; elle doit être élevée car les vitesses de déformation sont très faibles.

Exemple : on peut considérer le cas d'une éprouvette dont l'allongement moyen par fluage sera de 1 % en 10^4 h; pour apprécier la déformation qu'elle subit en 24 h, il faut mesurer un écart de longueur de l'ordre de $Lo \times 24 \cdot 10^{-6}$ soit $24 \cdot 10^{-4}$ mm si la base de mesure (Lo) est de 100 mm (c'est un maximum) et $72 \cdot 10^{-5}$ mm si la base de mesure est de 30 mm ; un coefficient d'amplification égal ou supérieur à 1 000 est nécessaire.

En cours d'essai, l'éprouvette doit être maintenue à température constante (« la » température d'essai). Pour ce faire elle est placée dans un four qui doit assurer à la fois sa stabilité en température et l'isothermie de sa base de mesure et ceci pendant toute la durée de l'essai. Ces conditions sont très difficiles à satisfaire car elles ne tolèrent pas de grands écarts. Si nous reprenons le cas évoqué ci-dessus, il faut constater que l'augmentation de longueur que l'on doit mesurer peut être engendrée (d'une manière parasite) par une variation de l'ordre de 1,5 °C de la température de l'éprouvette. Par ailleurs, nous verrons plus loin (§ 2.3.1) que la sensibilité à la température des mécanismes du fluage font que, par exemple, dans le cas évoqué ci-dessus, la durée d'essai de 10^4 h nécessaire pour parvenir au stade visé serait réduite à environ 7 500 h (soit une erreur relative de – 25 %) si la température était élevée de seulement 5 °C.

La qualité des résultats obtenus dépend beaucoup, aussi, des solutions retenues pour ne pas laisser l'effet refroidissant des porte-éprouvette perturber l'isothermie de la base de mesure et pour éviter l'enregistrement d'artefacts dus à des variations du gradient de température le long des palpeurs qui vont de la base de mesure de l'éprouvette à l'extérieur du four où se trouve le capteur de déplacements. Il est judicieux ici de rendre hommage à P. Chevenard qui a proposé, dans le domaine de la conception des machines d'essai, des solutions remarquables qui ont permis l'exécution, en France, d'essais de fluage de grande qualité.

La procédure des essais de fluage sur aciers est définie par la norme NF A 03-355. Elle exige des mesures d'allongement à ± 0,01 % de la base de mesure et une stabilisation de la température de l'éprouvette à ± 3 °C quand cette dernière ne dépasse pas 900 °C (± 4 °C au-delà). Elle impose, par ailleurs, une vérification périodique des couples thermoélectriques dont la dérive doit être déterminée à la fin de l'essai et notée au procès-verbal d'essai (il faut noter qu'à des températures supérieures à 500 °C, la dérive des couples *Chromel-Alumel* peut atteindre plusieurs degrés sur une année ; il est préférable d'utiliser des couples platine-platine rhodié avec des équipements de mesure à grande sensibilité).

2.2 Description quantitative d'une courbe de fluage

Pour rendre compte de l'évolution de la déformation par fluage au cours du temps, différentes formules empiriques ont été proposées qui décrivent tout ou partie de la courbe $\varepsilon = f(t)$ à température et contrainte initiale σ_0 constante. Il faut noter que toutes ces équations ont des formes qui ont été choisies a priori en fonction de l'aspect des courbes $\varepsilon = f(t)$ dont l'auteur voulait rendre compte. Andrade [27], le premier, avait proposé de décrire le fluage primaire à l'aide d'une équation parabolique :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + a t^{1/3}$$

avec ε_0 allongement plastique à la mise sous charge,
a paramètre indépendant de t,

formule que d'autres chercheurs ont généralisée en écrivant :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + a t^m$$

avec $0 < m < 1$.

Dans certaines conditions expérimentales, des chercheurs ont pu décrire cette même partie de la courbe de fluage à l'aide d'une équation logarithmique :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b \ln t$$

Il a été aussi proposé de rendre compte à la fois des deux premiers stades du fluage avec la loi :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + a t^m + bt$$

b étant alors la vitesse minimale de fluage (atteinte pour une durée d'essai infinie).

Toutes ces équations impliquent que la vitesse initiale de fluage soit infinie ; or l'expérimentation semble montrer qu'il n'en est généralement pas ainsi. Aussi McVetty [28] a-t-il proposé d'adopter une loi qui confère une valeur finie à la vitesse initiale de fluage et qui s'écrit :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_p [1 - \exp(-rt)] + V_m t$$

avec ε_p allongement à la fin du fluage primaire,
r rapport entre la vitesse de fluage et l'allongement au cours du fluage primaire,
V_m vitesse minimale de fluage.

Les formules logarithmiques ont été modifiées dans le même sens ; il a été proposé d'écrire :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b \ln (1 + ct)$$

ou encore :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b [\ln (1 + ct)]^n$$

De son côté, Li [17] a proposé une équation établie à partir de données théoriques relatives aux cinétiques de multiplication, de déplacement et de blocage des dislocations qui s'écrit :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + V_s \ln [1 + [1 - \exp(-kt)] \ (V_i - V_s) \ / \ V_s] \ / \ k + V_s t$$

avec V_i vitesse initiale de fluage,
V_s vitesse de fluage stationnaire.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

Selon l'ordre de grandeur de k, V_i et V_s, cette équation peut rendre compte du fluage logarithmique, du fluage exponentiel ou du fluage stationnaire mais pas du fluage tertiaire.

Cottrell [11] a montré que certaines des formules présentées plus haut pouvaient être tirées de l'intégration d'une équation susceptible de décrire l'évolution de la vitesse de fluage au début d'un essai :

$$d\varepsilon / dt = a \times t^{-n}$$

avec $0 \leqslant n \leqslant 1$

Enfin, pour décrire toute la courbe de fluage, Andrade [29] a proposé d'écrire :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \ln (1 + bt^{1/3}) + kt$$

et De Lacombe [30] :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + at^m + bt^n$$

avec $0 < m < 1$ et $n > 1$

ces deux équations impliquant à nouveau une vitesse initiale de fluage infinie.

Il faut remarquer que la formule de De Lacombe est en accord avec les remarques faites sur l'absence d'un fluage secondaire ; elle le réduit en effet à une transition entre le fluage décéléré et le fluage accéléré, l'allongement par fluage apparaissant comme la somme d'un allongement à vitesse décroissante et d'un allongement à vitesse croissante.

Crussard [31] a montré que les modèles rhéologiques classiques et notamment celui de Boltzmann et celui de McVetty ne pouvaient pas rendre compte de l'ensemble du fluage primaire et secondaire, mais il a montré aussi que la formule de De Lacombe :

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + at^m + bt^n$$

avec $0{,}13 < m < 0{,}85$ et $n > 1$ ou $n >> 1$

convenait bien pour décrire les courbes de fluage de nombreux métaux et alliages.

Une étude [7] du comportement au fluage de cinq aciers habituellement utilisés pour construire des matériels devant travailler à chaud, à savoir :

— un acier non allié ;
— un acier faiblement allié au chrome-molybdène ;
— un acier faiblement allié au chrome-molybdène-vanadium ;
— un acier martensitique à haute teneur en chrome ;
— un acier austénitique au tungstène-titane ;

a permis de montrer qu'en chaque point de la courbe représentative d'un même essai, l'allongement par fluage, la durée d'essai t et la vitesse instantanée de fluage $d\varepsilon / dt$ étaient liés par une relation de la forme :

$$t\, d/dt = b\varepsilon + c\varepsilon^{1+n}$$

L'intégration de cette équation a conduit à une équation des courbes de fluage qui, compte tenu de la diversité des aciers soumis aux essais et de l'homogénéité des résultats, peut être considérée comme générale et utilisable dans tous les domaines d'emploi des aciers résistant au fluage.

Dans le **cas le plus général**, l'équation de la courbe de fluage prend la forme suivante (elle décrit l'ensemble de la courbe) :

$$\varepsilon = [b / [(C / t)^{bn} - a]]^{1/n}$$

avec n et a paramètres dépendant du matériau, de son état structural et de σ_0,

b paramètre dépendant du matériau et éventuellement indépendant de l'état structural.

Dans des **cas particuliers**, l'équation de la courbe de fluage peut prendre les formes suivantes :

— si $b = 0$

$$\varepsilon = [1 / [a\, n \ln (C / t)]]^{1/n}$$

qui décrit encore l'ensemble de la courbe ;

— si $n = 0$

$$\varepsilon = (t / C)^{a+b}$$

qui correspond au fluage parabolique avec, en cas particulier, le fluage linéaire quand $a + b = 1$;

— si $b = 0$ et $n = -1$

$$\varepsilon = a [C + \ln (t)]$$

qui correspond au fluage logarithmique.

2.3 Description de l'influence des principaux paramètres

Comme le schématise la figure **1**, l'échelonnement dans le temps des différents stades du fluage est fortement modifié lorsque la charge (souvent traduite en « contrainte initiale ») augmente ou lorsque la température s'élève. En fait, chaque essai évolue alors dans une gamme de vitesse d'allongement différente.

Quand la température est plus élevée (comme quand la contrainte initiale est plus grande) :

— la vitesse initiale du fluage primaire augmente ;
— la vitesse minimale augmente ;
— la vitesse au début du fluage tertiaire est plus grande ; elle croît plus vite ensuite ;
— la durée d'essai avant que soit atteinte une déformation donnée diminue ;
— la durée de l'essai avant rupture de l'éprouvette diminue.

Ajoutons, par ailleurs, que l'amplitude du fluage primaire est généralement très réduite et que celle du fluage tertiaire dépend beaucoup de la ductilité à chaud du matériau. C'est ainsi qu'en cas de rupture peu ductile, sans striction, ce troisième stade peut s'étaler sur une grande durée mais ne provoquer qu'une faible déformation.

2.3.1 Influence de la température

Comme nous l'avons indiqué (§ 1.3.1), il est généralement admis que les principaux phénomènes responsables du fluage sont thermiquement activés et, dès lors, ce paramètre apparaît initialement à travers un terme de la forme :

$$\exp (- \Delta H / RT)$$

où ΔH serait l'énergie d'activation apparente du fluage dont la valeur dépendrait des énergies d'activation des divers mécanismes mis en jeu au cours de la déformation ; si ceux-ci sont dépendants l'énergie d'activation apparente du fluage sera voisine de la plus élevée d'entre elles, au contraire s'ils sont indépendants l'énergie d'activation apparente du fluage sera voisine de la plus faible d'entre elles.

Les résultats obtenus par Dorn [5] ont permis d'écrire, pour un métal dans un état donné et pour un même niveau de sollicitation :

$$\varepsilon = f [t \exp (- \Delta H / RT)]$$

2.3.2 Influence de la contrainte

On connaît mal l'influence de la contrainte sur le fluage et notamment sur la valeur des paramètres des lois $\varepsilon = f(t)$. Actuellement, on

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

dispose surtout de résultats concernant cette influence sur la vitesse de fluage stationnaire ou **vitesse minimale de fluage**.

Une loi a été proposée qui s'appliquerait assez bien aux métaux et alliages soumis au fluage sous de faibles contraintes et qui s'écrit :

$$[\mathrm{d}\varepsilon/\mathrm{d}t]_u = A_u \sigma_0^n$$

avec $[\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t]_u$ qui peut être soit la vitesse minimale de fluage, soit la vitesse initiale de fluage au début du premier stade,

n variant de 1 à 7 selon Garofalo [25].

Lorsque la contrainte est plus élevée, cette loi n'est plus vérifiée et certains auteurs ont préféré, alors, lier la vitesse minimale de fluage à la contrainte par une relation de la forme :

$$[\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t]_m = A \exp (b\sigma_0)$$

Garofalo [25] a montré que les deux équations précédentes étaient des cas particuliers d'une forme plus générale qui, toujours pour la vitesse minimale de fluage, s'écrirait :

$$[\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t]_m = A\, [\sinh (a\sigma_0)]^n$$

Enfin, en s'appuyant sur des résultats de Dorn qui a montré qu'à contrainte initiale et allongement constants le paramètre :

$$[\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t] \exp (\Delta H / RT)$$

prenait une valeur indépendante de la température, Sherby et ses collaborateurs [32] ont vérifié que, sous de faibles contraintes initiales et à déformation identique, on avait :

$$[\mathrm{d}\varepsilon/\mathrm{d}t] \exp (\Delta H/RT) = B\sigma_0^n$$

alors que sous fortes contraints, il fallait écrire :

$$[\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t] \exp (\Delta H / RT) = C \exp (b \times \sigma_0)$$

2.3.3 Formule globale

Il n'est pas possible de faire la synthèse de toutes les lois qui viennent d'être décrites pour expliciter totalement la relation :

$$\varepsilon = f(T, \sigma_0, t)$$

et, ceci, probablement par suite de leur caractère empirique. En effet, il ne faut pas oublier que leur formulation a été adoptée, a priori, comme pouvant représenter des courbes expérimentales tracées dans certains domaines limités. Il en est ainsi pour le fluage primaire qui a fait l'objet de très nombreuses études ou pour la vitesse minimale de fluage à laquelle de nombreux auteurs ont attribué un caractère très particulier parfois aux dépens de considérations structurales. Or il faut bien constater que, dans les domaines d'emploi des aciers résistant au fluage, les conditions de service conduisent fréquemment à sortir du fluage primaire, tandis que le fluage secondaire se réduit généralement, comme nous l'avons vu (§ 1.1) avant, à une simple transition. Dès lors, il devient nécessaire, pour faciliter l'utilisation des aciers, de tenter d'expliciter plus complètement les termes de la relation générale.

L'analyse des variations des paramètres de l'équation générale des courbes de fluage des aciers proposée plus avant (§ 2.2) [7] :

$$\varepsilon = [b / [(C / t)^{bn} - a]]^{1/n}$$

a permis d'écrire :

$a = a_0 / [1 + (1500\, \sigma_0)]$,

$C = \exp [[\Delta H_0 + u \exp (-0{,}0085\, \sigma_0)] / RT + v]$,

ΔH_0 (cal/mol) énergie d'activation apparente du fluage sous contrainte initiale infinie (1 cal = 4,18 J),

T = (K) température d'essai,

σ_0 (N/mm^2) contrainte initiale,

ε_0 allongement plastique instantané apparaissant lors de la mise sous charge,

n, a_0 et v paramètres dépendant du matériau, de son état structural et de σ_0,

u paramètre variant avec le matériau et son état structural,

b paramètre dépendant du matériau et éventuellement indépendant de l'état structural.

Les coordonnées du point d'inflexion des courbes de fluage sont alors données par les relations suivantes :

$$\varepsilon_m = [(1 - b) / [a\ (n + 1)]]^{1/n}$$

$$t_m = C [(1 - b) / [a\ (bn + 1)]]^{1/n}$$

et la vitesse minimale de fluage est alors égale à :

$$(\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t)_m = \varepsilon_m (bn + 1) / [t_m (n + 1)]$$

Dans le cas particulier où $b = 0$, l'équation correspondante :

$$\varepsilon = [1 / [a\, n \ln (C / t)]^{1/n}$$

donne :

$$\varepsilon_m = [1 / [a\ (n + 1)]]^{1/n}$$

$$t_m = C \times \exp [-(n + 1) / n]$$

et $(\mathrm{d}\varepsilon / \mathrm{d}t)_m = \varepsilon_m / [t_m (n + 1)]$

On peut noter ici que les deux cas ($b \neq 0$ et $b = 0$) ont été rencontrés lors des études du fluage de différents aciers :

— $b \neq 0$ pour un acier faiblement allié au chrome-molybdène et un acier martensitique à haute teneur en chrome ;

— $b = 0$ pour un acier non allié, un acier faiblement allié au chrome-molybdène-vanadium et un acier austénitique au tungstène-titane.

Ces deux équations, qui rendent compte de l'existence d'un point d'inflexion sur les courbes, peuvent s'écrire (avec t = durée d'essai pour provoquer une certaine déformation) :

— si $b \neq 0$:

$$\ln (t) = [[\Delta H_0 + u \exp (-0{,}0085\, \sigma_0)] / RT] + v$$

$$+ (1 / bn) \ln [\varepsilon^n / (b / a\varepsilon^n)]$$

— si $b = 0$:

$$\ln (t) = [[\Delta H_0 + u \exp (-0{,}0085\, \sigma_0)] / RT] + v - 1/ an\varepsilon^n$$

Des essais complémentaires de rupture par fluage ont, d'autre part, montré que l'on pouvait écrire (avec t_r = **durée d'essai pour provoquer la rupture**) :

$$\ln (t_r) = [[\Delta H_0 + u \exp (-0{,}0085\, \sigma_0)] / RT] + v_r$$

les paramètres H_0 et u conservant les valeurs correspondant à la déformation par fluage tandis que v_r est un paramètre variant avec le matériau, son état structural et avec la contrainte initiale.

Ces relations rendent compte de l'activation thermique du fluage. On constate que l'énergie d'activation apparente du fluage varie avec la contrainte initiale σ_0 ; voisine de l'énergie d'activation de l'autodiffusion pour les plus fortes valeurs de σ_0, elle croît d'autant plus, quand σ_0 diminue, que la structure de l'acier est plus instable. Ce résultat est en bon accord avec les considérations théoriques développées sur l'activitation thermique du glissement (§ 1.3.1).

Les équations établies permettent de justifier ou de proposer divers moyens de calcul de l'énergie d'activation apparente du fluage, mais elles définissent aussi dans quelles conditions précises peuvent être entreprises ces déterminations.

L'influence de la contrainte initiale s'est révélée être très complexe, ce qui explique les difficultés habituellement rencontrées lors

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

des tentatives d'analyse des résultats des essais de fluage en fonction de cette variable. On a vérifié qu'il était possible d'examiner l'influence de cette contrainte initiale à travers les variations de grandeurs corrigées de l'effet de température :

$$(d\varepsilon / dt) \exp (\Delta H / RT)$$

$$(d\varepsilon / dt)_{min} \exp (\Delta H / RT)$$

$$t \exp (- \Delta H / RT)$$

avec, toujours :

$$\Delta H = \Delta H_0 + u \exp (- 0{,}0085\ \sigma_0)$$

mais, on n'a pas pu confirmer que, d'une manière générale, à déformation constante, la grandeur :

$$d\varepsilon / dt \ \exp (\Delta H / RT)$$

soit proportionnelle à σ_m ou à $\exp (k\, \sigma_0)$.

2.4 Résultats utilisés pour caractériser la résistance au fluage

Un essai de déformation par fluage donnera comme résultats une courbe ou un ensemble de points définissant la relation qui, à la température considérée et sous la charge appliquée, lie la déformation au temps. On pourra tenter de déterminer les paramètres de l'équation représentative de cette relation en choisissant la forme de cette équation (voir § 2.2) de telle sorte qu'elle décrive au mieux les résultats expérimentaux.

Un essai de rupture par fluage permettra de déterminer quelle durée est nécessaire pour parvenir à la rupture de l'éprouvette sous la charge adoptée et à la température considérée et après quelle déformation (allongement et striction pour un essai de traction) se produit la rupture.

Les essais de fluage doivent fournir certains renseignements nécessaires au calcul de la contrainte admissible dans des constructions travaillant à haute température et au dimensionnement de ces dernières. Les caractéristiques de fluage qu'il est alors nécessaire de connaître sont généralement les suivantes :

— contrainte initiale σ_x provoquant un allongement x déterminé (0,1 % pour 0,1 ; 0,5 % pour 0,5 ; 1 % pour 1), à température donnée, en un temps égal à 100, 1 000, 10 000, 100 000 ou 200 000 h. Cette caractéristique correspond à une faible déformation maximale du métal ; elle peut donc être utilisée pour définir les conditions de travail respectant des impératifs dimensionnels propres à des organes mécaniques ;

— contrainte initiale σ_R entraînant la rupture de l'éprouvette en un temps égal à 100, 1 000, 10 000, 100 000 ou 200 000 h. Cette caractéristique représente les conditions limites de sollicitation du métal ; elle fait abstraction des déformations macroscopiques et ne devra intervenir dans le calcul qu'après avoir été affectée d'un coefficient de sécurité convenable.

La détermination de telles caractéristiques exigerait la réalisation d'essais dont la durée serait très importante (100 000 h) correspondent à plus de 11 ans et 200 000 h à presque 23 ans). Pour accélérer l'acquisition des données nécessaires au concepteur, il a été considéré comme indispensable de procéder à des extrapolations dans le temps de résultats d'essais de plus courtes durées obtenus en exécutant, à la température d'emploi, des essais sous des charges plus élevées afin de mesurer des durées caractéristiques qui sont alors plus courtes. Pour déterminer l'ensemble des caractéristiques relatives à un métal donné, défini par des fourchettes de composition chimique, de traitement thermique et de propriétés mécaniques à température ambiante, il est nécessaire d'effectuer plusieurs séries d'essais portant sur différentes coulées. Les essais réalisés doivent fournir des résultats assez nombreux pour permettre une extrapolation valable.

2.5 Exploitation et extrapolation des résultats d'essais de fluage

2.5.1 Généralités

Les résultats obtenus au cours d'une telle étude peuvent être exploités de deux façons différentes :

— pour **chacune des coulées examinées**, on peut tracer un diagramme $\lg \sigma_0 / \lg t$ et obtenir ainsi, par extrapolation, la valeur caractéristique souhaitée. L'exploitation statistique de l'ensemble des résultats obtenus par extrapolation permet alors de définir à chacune des températures étudiées une valeur moyenne et une valeur minimale pour la caractéristique recherchée ;

— pour l'**ensemble des résultats**, on peut aussi considérer le nuage de points correspondant dans le système de coordonnées $\lg \sigma_0 / \lg t$ ainsi que le montre la figure **4** qui rassemble les résultats obtenus par plusieurs laboratoires sur des aciers de la même nuance mais de provenances diverses. Le tracé de la courbe moyenne et des courbes enveloppes de ce nuage permet de définir aussi les valeurs moyenne et minimale de la caractéristique étudiée.

Ces méthodes graphiques d'extrapolation ont été utilisées notamment lors de la préparation des recueils de résultats d'essais de fluage publiés par les sidérurgistes allemands [42] et par les sidérurgistes français [43]. Il a été admis que les résultats tirés de ces extrapolations pouvaient être considérés comme sûrs à plus ou moins 20 %.

Ces processus d'exploitation par voie graphique peuvent ne pas être très objectifs. Aussi a-t-on proposé des méthodes moins subjectives qui soient susceptibles d'améliorer la validité des résultats obtenus. Ce sont surtout les méthodes faisant appel à des formules paramétriques qui ont connu un grand développement et suscité beaucoup d'intérêt.

2.5.2 Principe des méthodes paramétriques d'exploitation et d'extrapolation

L'interpolation et l'extrapolation d'une série de résultats obtenus à la même température sous des charges différentes sont rendues délicates par le fait que la courbe :

$$\ln (t) = f (\ln \sigma_0)$$

ne prend généralement pas une forme simple qui autoriserait une exploitation rigoureuse.

Aussi, certains auteurs, Larson et Miller [33] d'une part, Dorn [34] d'autre part, ont-ils mis à profit le fait que le fluage soit un phénomène thermiquement activé (fait qui a été largement vérifié en ce qui concerne les aciers), pour proposer des formules paramétriques tirées de la relation :

$$d\varepsilon / dt = A \exp (- \Delta H / RT) \quad \text{avec } \sigma_0 = Cte$$

D'autres ont préféré partir d'une relation arbitraire qui leur semblait pouvoir décrire la liaison qui existait à charge constante, entre la température d'essai et la durée caractéristique prise en compte. C'est ainsi que :

— Manson et Haferd [35] ont une première fois écrit :

$$\ln (t) = A - B\, T \quad \text{avec } \sigma_0 = Cte$$

— Manson et Ensign [36] ont ensuite adopté la forme suivante :

$$\lg (t) + A\, f (T) \ \lg (t) + f (T) = G \quad \text{avec } \sigma_0 = Cte$$

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

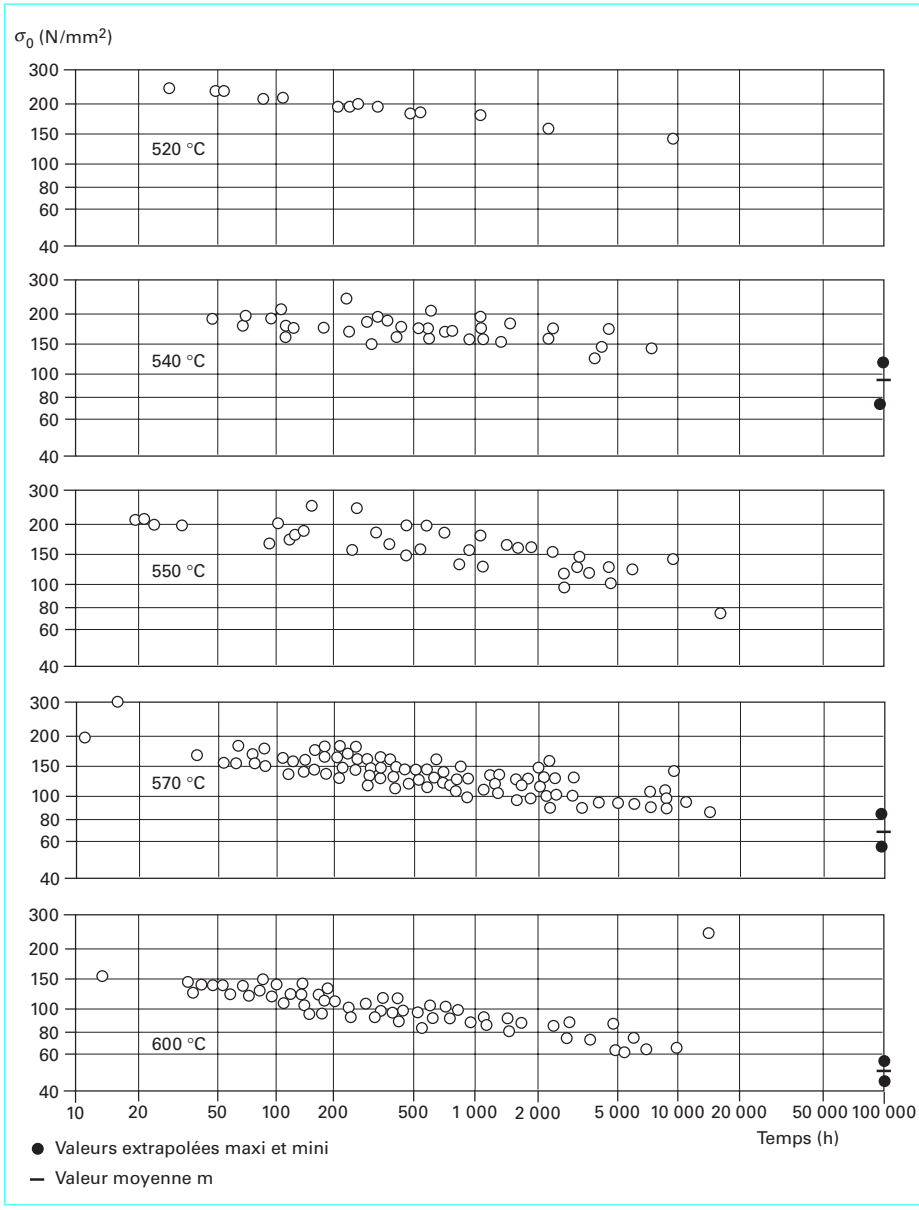


Figure 4 – Graphiques tracés lors de l'étude des caractéristiques de rupture par fluage d'aciers du type 10CrMo9-10

Nous allons voir à quels résultats sont parvenus ces chercheurs.

2.5.3 Formules de Dorn et de Larson et Miller

Partant de la relation :

$$d\varepsilon / dt = A \exp(-\Delta H / RT) \quad \text{avec } \sigma_0 = Cte$$

ces auteurs ont adopté successivement deux hypothèses.

■ La **première hypothèse**, qui leur est commune, les a conduit à admettre qu'une durée caractéristique est inversement proportionnelle à la vitesse de fluage et à écrire donc :

$$t = k / (d\varepsilon / dt)$$

soit :

$$t\,(d\varepsilon / dt) = Cte$$

et par voie de conséquence :

$$1 / t = B \exp(-\Delta H / RT)$$

soit :

$$\ln(t) = \Delta H / RT - \ln(B)$$

avec $\sigma_0 = Cte$ et $\varepsilon = Cte$

Nous avons pu vérifier que cette hypothèse semblait correcte pour les aciers en ce qui concerne, d'une part, les durées jusqu'à rupture et, d'autre part, les durées nécessaires pour parvenir à des allongements déterminés mais, dans ce dernier cas, seulement si, lors de la mise en charge initiale, les éprouvettes n'ont pas subi de

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

déformation plastique instantanée (les charges unitaires appliquées devant donc être inférieures à la limite d'élasticité aux températures considérées).

■ La **deuxième hypothèse** concerne les valeurs de ΔH et de B. En la posant, les différents auteurs ont tenté de simplifier l'équation de départ.

Pour ce faire, Larson et Miller ont admis :

$$\Delta H = f(\sigma_0) \quad \text{et} \quad B = Cte$$

ce qui conduit alors à la formule paramétrique :

$$P = f(\sigma_0) \ / \ R = T \ [\ln(t) + \ln(B)]$$

avec $\sigma_0 = Cte$ et $\varepsilon = Cte$

De nombreux travaux ont montré qu'en fait ln (B) pouvait varier de 5 à 50 environ et n'était pas constant pour un même matériau. Pour notre part, nous avons pu constater que, pour les aciers, B variait avec la contrainte initiale.

De son côté Dorn a posé :

$$\Delta H = Cte \quad \text{et} \quad B = f(\sigma_0)$$

et donc écrit :

$$P = f(\sigma_0) = \Delta H / RT - \ln(t)$$

Cet auteur a montré alors que ΔH pouvait prendre une valeur très voisine de celle prise par l'énergie d'activation de l'autodiffusion du métal considéré. Par la suite, en collaboration avec Sherby notamment, Dorn a constaté que l'énergie d'activation du fluage ΔH pouvait varier avec les conditions d'essai. En fait, pour les aciers, ainsi que nous l'avons montré, cette énergie d'activation semble bien varier avec la valeur de la **contrainte initiale** σ_0.

2.5.4 Formule de Manson et Haferd

Partant de la relation empirique :

$$\ln(t) = A - B\,T \quad \text{avec} \quad \sigma_0 = Cte$$

Manson et Haferd ont admis que toutes les droites ainsi définies et qui correspondaient aux différentes valeurs de la contrainte initiale convergeaient en un point particulier de coordonnées t_a et T_a ce qui permettait d'écrire :

$$\ln(t) = \ln(t_a) - B\,(T - T_a) \quad \text{avec} \quad \sigma_0 = Cte$$

et de parvenir à la formule paramétrique :

$$P = f(\sigma_0) = [\ln(t) - \ln(t_a)] / (T - T_a)$$

que, par la suite, Manson a fait évoluer en écrivant :

$$P = f(\sigma_0) = [\ln(t)/\sigma_0^q - \ln(t_a)]/(T - T_a)^r$$

formule qui est équivalente à la précédente si l'on fait $q = 0$ et $r = 1$, mais qui redonne la formule de Larson et Miller quand on pose $q = 0$, $r = -1$ et $T_a = 0$.

Cette dernière formule exige la mise en œuvre d'un programme de calcul complexe dont le détail a été publié par les auteurs.

2.5.5 Formule de Manson et Ensign

La formule arbitraire adoptée par ces deux auteurs :

$$\lg(t) + A\,f(T)\lg(t) + f(T) = F[\lg(\sigma_0)] \quad \text{avec } \sigma_0 = Cte$$

est une forme simplifiée d'une équation plus générale :

$$F'(T)\lg(t) + F''(T) = F[\lg(\sigma_0)]$$

dans laquelle on a fait :

$$F'(T) = 1 + A\,f(T) \quad \text{avec} \quad A = Cte$$

Manson et Ensign ont montré qu'en partant de la formule de Larson et Miller écrite sous la forme :

$$P(\sigma_0) = M\,T[\lg(t) + C] + N$$

et en posant :

$$N = -C \quad \text{et} \quad M = 1 / T_0$$

T_0 étant une température quelconque, on parvenait à une relation :

$$\lg(t) + C(T/T_0 - 1)\lg(t) / C + C(T/T_0 - 1) = P(\sigma_0)$$

qui, si on fait :

$$A = 1/C \quad \text{et} \quad f(T) = C(T/T_0 - 1)$$

prend la forme évoquée ci-dessus.

L'emploi de la formule de Manson et Ensign exige la mise en œuvre d'une procédure assez complexe.

2.5.6 Autre formule propre aux aciers

Pour l'interpolation et l'extrapolation des résultats d'essais de déformation et de rupture par fluage des aciers, nous [7] avons pu vérifier que l'équation de base :

$$\lg(t) = \Delta H / RT - \ln(B) \quad \text{avec} \quad \sigma_0 = Cte$$

était bien vérifiée pour des aciers de types aussi divers que :

— un acier au carbone non allié ;
— un acier faiblement allié au Cr-Mo ;
— un acier faiblement allié au Cr-Mo-V ;
— un acier inoxydable martensitique à 12 % Cr ;
— un acier inoxydable austénitique au W-Ti ;

lorsque la durée d'essai correspondait :

— soit à la rupture ;
— soit à un allongement donné, mais seulement, alors, si les conditions d'essais étaient telles que les éprouvettes n'aient pas subi de déformation plastique instantanée lors de la mise sous charge.

On peut alors interpoler et extrapoler linéairement les résultats à contrainte initiale constante dans le système de coordonnées : $\lg t / (1/T)$.

On peut aussi utiliser la formule paramétrique dont nous avons montré la validité pour les aciers :

$$P(\sigma_0) = \ln(t) - [\Delta H_0 + u \exp(-0{,}0085\,\sigma_0)] \ / \ RT$$

et pour laquelle, à l'aide des résultats d'essais, on déterminera les valeurs des deux paramètres :

— ΔH_0 : valeur vers laquelle tend l'énergie d'activation apparente du fluage lorsque la contrainte initiale tend vers l'infini ;
— u : constante pour un acier dans un état structural donné.

Pour l'application de cette formule, on peut admettre, par ailleurs, que l'on a :

$$P(\sigma_0) = \alpha + \beta\,\sigma_0 + \gamma\,\sigma_0^2 + \delta\,\sigma_0^3$$

Le tableau **1** rassemble des valeurs de ces deux grandeurs déterminées à l'aide de résultats d'essais de déformation et de rupture par fluage des cinq aciers.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

Tableau 1 – Valeurs de H_0 et u obtenues à partir de résultats d'essais de déformation et de rupture par fluage de cinq aciers

Nuance	Traitement	H_0 cal/mol	u cal/mol
A 48-C 1	N	63 000	51 000
10 CD 9-10	N + R	71 000	24 000
12 CDV 5-10	Refroidissement lent	84 000	18 000
Z 20 CDNbV 11	T + R	76 000	147 000
Z 20 CDNbV 11	Recuit	76 000	12 000
Z 10 CNWT 17-13	Hypertrempe	67 000	139 000
N = normalisation, T = trempe, R = revenu.			
1 cal/mol = 4.18 J/mol			

2.5.7 Emploi pratique des formules paramétriques

Pour utiliser les formules paramétriques lors de l'exploitation de résultats d'essais de fluage, on doit essentiellement tracer la courbe dite directrice qui décrit, en fonction de la valeur de la contrainte initiale, les variations du paramètre considéré. Pour ce faire, on détermine par le calcul les valeurs des coefficients inconnus en admettant que le paramètre varie avec la contrainte initiale selon une relation de la forme :

$$P(\sigma_0) = a_0 + a_1 \sigma_0 + a_2 \sigma_0^2 + \ldots + a_n \times \sigma_0^n$$

On évitera toute extrapolation de cette courbe directrice.

À partir de la courbe directrice et connaissant les coefficients de la formule paramétrique, on pourra donc, pour chaque valeur de la contrainte initiale, déterminer :

— soit les durées d'essai correspondant à des températures données ;

— soit les températures d'essai correspondant à des durées données.

On voit que l'utilisation des formules paramétriques exige que le plan d'exécution des essais de fluage comporte la réalisation d'essais à des températures différentes sous des contraintes initiales identiques. Il faut noter que cette procédure est différente de l'ancienne méthode qui consistait, ainsi que nous l'avons noté au début de ce texte, à effectuer différents essais à la même température sous des charges différentes.

2.5.8 Comparaison des différentes formules paramétriques

De nombreuses comparaisons ont été tentées afin d'apprécier la validité de chacune des formules paramétriques qui ont été proposées. Ces tentatives consistaient à tracer les différentes courbes directrices et à comparer la dispersion des résultats expérimentaux autour de chacune d'elles.

Limitées à l'exploitation de résultats d'essais de rupture, ces comparaisons n'ont pas donné de résultats significatifs. En fait, les chercheurs qui les ont entreprises ont généralement dû constater que d'un matériau à un autre, le classement de valeur qu'ils pouvaient établir variait d'une manière anarchique.

Cette observation a été confirmée par un groupe de travail ISO, qui, finalement, a préféré préconiser le choix cas par cas de la formule paraissant la plus convenable.

2.6 Description des caractéristiques de résistance au fluage

Les caractéristiques de résistance au fluage d'un acier peuvent être données sous forme de tableau comparable au tableau **2**.

Tableau 2 – Résistance au fluage de l'acier 1 % Cr et 0,5 % Mo en barres et pièces forgées ou laminées, d'après [43]

Température (°C)	Charge moyenne (en kgf/mm²)* provoquant la rupture par fluage		
	10^3 h	10^4 h	10^5 h
500	32,4	23,9	16,5
525	24,9	17	(10,8)
550	16,5	10,4	(6,4)
575	12,1	7,6	(4,6)
600	9,2	5,6	–
* 1 kgf/mm² = 9,81 N/mm²			

Elles sont aussi souvent décrites à l'aide de graphiques. Ceux-ci peuvent correspondre aux schémas suivants :

— courbes décrivant, à une température constante, les variations de la durée d'essai nécessaire pour atteindre par fluage un (ou des) allongement(s) donné(s) et/ou la rupture en fonction de la charge unitaire appliquée. Conventionnellement, la durée d'essai (exprimée en heures) est placée en abscisse du graphique selon une échelle logarithmique et le niveau de la charge unitaire en ordonnée selon une échelle linéaire ou logarithmique (figure **5**) ;

— courbes décrivant, pour une durée d'essai constante, le niveau de la charge unitaire appliquée qui, à différentes températures d'essais, provoque, par fluage, un (ou des) allongement(s) donné(s) et/ou la rupture dans le temps fixé. Conventionnellement, la température d'essai est placée en abscisse du graphique selon une échelle linéaire et le niveau de la charge unitaire en ordonnée selon une échelle linéaire (figure **6**) ;

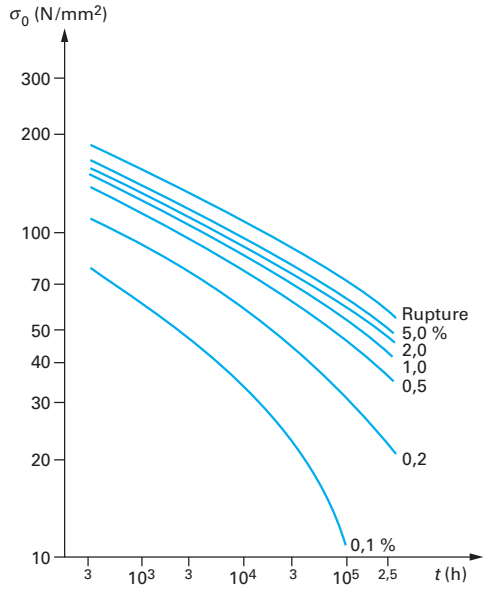
— quelquefois, courbes représentant, pour une même nuance, les variations de la charge unitaire nécessaire pour provoquer, par fluage, un allongement donné en fonction de la durée d'essai. Conventionnellement, l'allongement (%) est placé en abscisse du graphique selon une échelle linéaire et le niveau de la charge unitaire en ordonnée selon une échelle linéaire (figure **7**) ;

— courbes (ce sont en général des droites) représentant, à niveau de charge initiale constant, les variations de la durée d'essai nécessaire pour atteindre par fluage un (ou des) allongement(s) donné(s) et/ou la rupture en fonction de la température d'essai. Conventionnellement, la température est placée en abscisse selon une échelle graduée en inverse de la température thermodynamique et la durée d'essai (exprimée en heures) est placée en ordonnée du graphique selon une échelle logarithmique (figure **8**).

3. Aciers résistant au fluage

Avant de décrire les différentes nuances d'aciers utilisées dans les constructions devant résister au fluage, il est utile de rappeler brièvement de quels facteurs métallurgiques dépend la résistance au fluage d'un métal.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques



Acier 10 CD 9-10
Température d'essais : $\theta = 550$ °C
σ_0 contrainte initiale
t durée d'essais
Les valeurs affectées à chaque courbe sont les pourcentages d'allongement

Figure 5 – Exemple de graphique bilogarithmique $\sigma_0 = f(t)$ à température θ constante, d'après [39]

3.1 Facteurs dont dépend la résistance au fluage

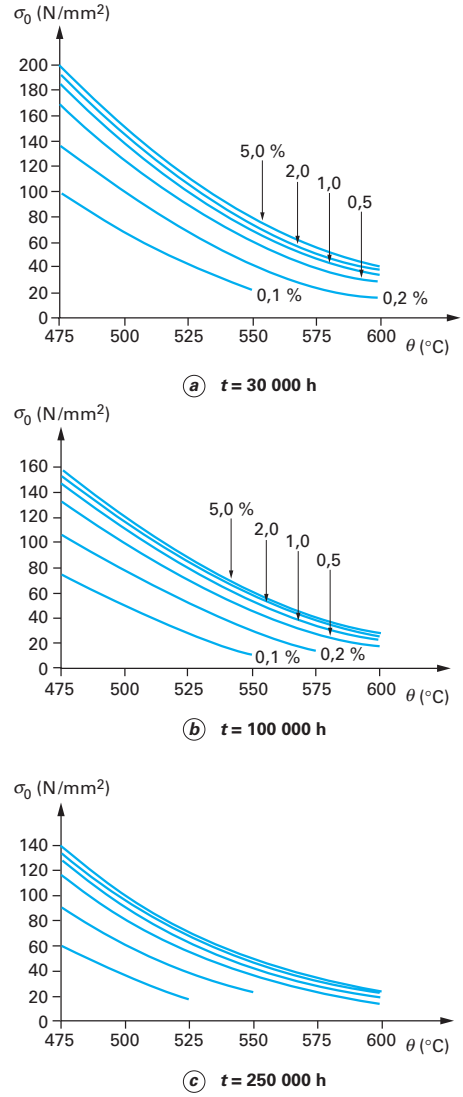
Au premier chef, il est intéressant de situer les limites de température habituellement considérées (0,3 T_s et 0,8 T_s) par rapport à la température de début de fusion (le solidus) des aciers. On sait que le fer fond à 1 536 °C ; pour ce qui est de nombreux aciers on peut admettre que leur température de début de fusion T_s est comprise entre 1 500 et 1 400 °C ce qui permet d'établir le tableau **3**.

Tableau 3 – Domaine de température d'utilisation des aciers

T_s	1 536 °C	1 400 °C
0,3 T_s	270 °C	229 °C
0,8 T_s	1 174 °C	1 065 °C

L'expérience montre que les aciers sont généralement utilisés dans le domaine de température compris entre 0,4 T_s et 0,7 T_s.

D'autre part, la résistance au fluage, toutes choses égales par ailleurs, sera plus élevée si le métal de base a une structure cubique à faces centrées que si celui-ci a une structure cubique centrée ; les aciers austénitiques ont généralement une meilleure résistance au fluage que les aciers dans lesquels le fer est à l'état alpha.



Acier 10 CD 9-10 — σ_0 contrainte initiale
θ température d'essais — t durée d'essais
Les valeurs affectées à chaque courbe sont les pourcentages d'allongement

Figure 6 – Exemples de graphiques $\sigma_0 = f(\theta)$ pour des durées constantes données, d'après [39]

La tenue au fluage des aciers dépend des facteurs suivants.

Durcissement de la matrice par effet de solution solide

L'ampleur du durcissement peut être accrue si les atomes de soluté sont susceptibles de créer un effet d'ordre à courte distance ou s'ils peuvent venir ancrer les dislocations (possible surtout avec les atomes interstitiels).

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

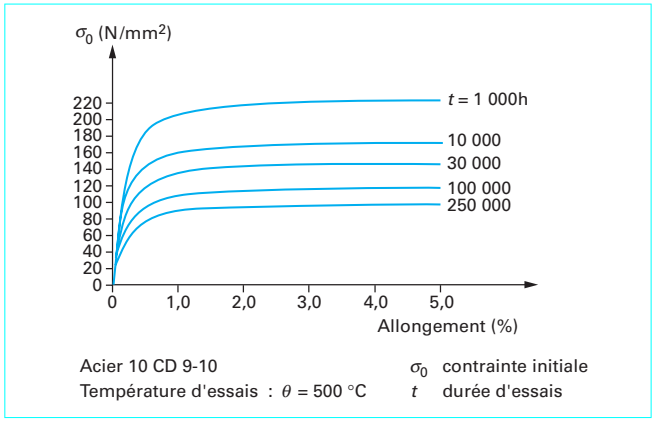


Figure 7 – Exemple de graphique $\sigma_0 = f$ (allongement) pour des durées constantes données, d'après [39]

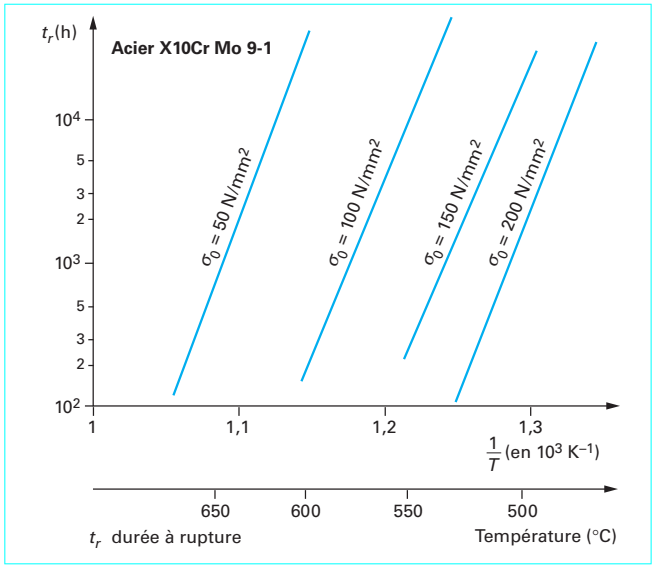


Figure 8 – Exemple de graphique $1/T = f(t)$ pour des charges σ_0 constantes données

Durcissement par précipitation de composés (carbures ou composés intermétalliques)

Ces précipités gênent les mouvements des dislocations ; leur efficacité dépend donc :

— de leurs dimensions ;
— de leur cohérence avec la matrice ;
— de leur dureté ;
— de leur répartition ;
— de leur stabilité.

En général, il est souhaitable que les précipités soient fins et nombreux, durs, bien dispersés et si possible cohérents avec la matrice. Mais ces exigences ne sont pas toujours compatibles entre elles et avec celle relative, notamment, à la stabilité structurale. Aussi lorsque la tenue au fluage est souhaitée sur de longues durées, sacrifie-t-on parfois les avantages dus aux dimensions et à la cohérence des précipités au profit de cette stabilité. La précipitation peut aussi apparaître dans les joints des grains. Elle gène alors le glissement intergranulaire mais augmente le nombre de sites sur lesquels peut naître la cavitation ; elle augmente alors la résistance au fluage mais diminue la ductibilité à chaud du métal. Dans les aciers les précipités sont, le plus généralement, des carbures (et/ou des carbonitrures). Ceci explique que les aciers devant résister au fluage contiennent des additions d'éléments d'alliage carburigènes tels, notamment le chrome, le molybdène et le vanadium (à noter qu'ajoutés en petites quantités ces éléments se révèlent déjà efficaces en intervenant en substitution du fer dans la cémentite, ce qui affine cette dernière et augmente donc son effet durcissant).

Grosseur de grain

Il faut toutefois noter qu'en ce qui concerne l'influence de ce facteur, les avis sont parfois contradictoires. Cette situation est probablement due au fait que les variations de grosseur de grain ne sont généralement pas provoquées isolément lors des études ; les processus mis en œuvre pour les engendrer ont d'autres conséquences métallurgiques dont les effets se font aussi sentir (changement des conditions d'austénitisation et donc de mise en solution des précipités, modifications concomitantes des conditions de formation des précipités). Cependant, il semble que, dans de nombreux cas, on améliore la résistance au fluage (surtout à haute température) en augmentant la grosseur des grains.

État structural

Mais l'importance de ce facteur dépend des conditions d'emploi. Si on recherche la résistance au fluage à basse température et pour des durées relativement courtes (< 10 000 h), on pourra préférer des structures martensitiques revenues et/ou bainitiques revenues, mais dès que la température et la durée augmentent, les différences entre les divers états structuraux s'estompent et l'état structural initial ne conserve que l'influence liée à la taille et à la répartition des précipités.

3.2 Aciers résistant au fluage

Un acier résistant au fluage est généralement défini, dans un document normatif, à travers :

— sa composition chimique ; on retrouve les classes habituelles : aciers non alliés, aciers faiblement alliés, aciers alliés (qui sont généralement des aciers inoxydables) ;

— ses propriétés mécaniques à la température ambiante qui servent essentiellement à vérifier ce qu'est l'état de livraison ;

— sa limite d'élasticité à chaud qui constitue généralement une première base du calcul de résistance de la construction ;

— ses caractéristiques de résistance au fluage exprimées en niveaux de contrainte provoquant un allongement donné (généralement 1 %) ou la rupture en des temps de 1 000, 10 000, 100 000 et parfois 200 000 h).

Nous allons répertorier ici, surtout, les **aciers normalisés** utilisés pour réaliser des constructions devant résister au fluage.

Compte tenu des évolutions des normes françaises qui se font dans le cadre de la mise en place de la normalisation européenne, le lecteur devra vérifier si le texte qui suit est toujours conforme aux normes en vigueur au moment de sa consultation (pour l'aider nous précisons, en documentation « Pour en savoir plus », la date d'homologation de la version en vigueur au moment de la rédaction du « Pour en savoir plus »).

Ces aciers appartiennent à différentes classes correspondant aux différentes possibilités qu'offre l'ensemble des alliages ferreux :

— aciers non alliés aux performances limitées en température et sensibles aux agressions chimiques mais d'emplois économiques ;

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

— aciers faiblement alliés aux performances mécaniques plus intéressantes mais dont la résistance aux agressions chimiques n'est guère meilleure (sauf pour certaines d'entre elles) ;

— aciers alliés à forte teneur en chrome dont la résistance aux agressions chimiques a été améliorée par de plus ou moins fortes additions de chrome (et éventuellement de silicium) et auxquels on essaie de donner de bonnes performances mécaniques par addition d'autres éléments d'alliage.

3.2.1 Aciers non alliés résistant au fluage

Ces aciers sont définis par la norme NF EN 10028-2 qui a remplacé la norme NF A 36-205 « Tôles pour chaudières et appareils à pression – Aciers au carbone et carbone-manganèse – Nuances et qualités ».

Cette norme définit quatre nuances d'aciers non alliés qui sont classées comme **aciers de qualité non alliés** et désignées comme suit :

— P235GH et 1.0345 ;
— P265GH et 1.0425 ;
— P295GH et 1.0481 ;
— P355GH et 1.0473.

La désignation symbolique des nuances indique la valeur minimale de la limite d'élasticité en (N/mm^2) garantie à 20 °C pour les produits dont l'épaisseur ne dépasse pas 16 mm.

Ces aciers, calmés, sont livrés à l'état normalisé ou à l'état brut de laminage normalisant (laminage conduisant à un matériau de condition équivalente à celle obtenue après normalisation) ; ils sont donc à l'état ferrito-perlitique. Leurs propriétés sont telles que leur emploi à chaud est limité à des températures peu élevées qui, sauf cas particulier, ne dépassent généralement pas 500 °C.

La mise en œuvre des produits réalisés en ces aciers est généralement assez aisée et peut notamment faire intervenir le soudage. Les nuances P295GH et P355GH demandent l'observation de précautions particulières pour cette opération lorsqu'elle est réalisée sur des produits relativement épais.

3.2.2 Aciers faiblement alliés résistant au fluage

Dans cette catégorie d'aciers, tous susceptibles de la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$, on regroupe des aciers contenant des proportions variables mais relativement limitées de Mn et/ou Mo et/ou Cr et/ou V et/ou éventuellement Ni.

3.2.2.1 Aciers de la norme NF EN 10028-2

La norme NF EN 10028-2 a remplacé la norme NF A 36-206 « Tôles pour chaudières et appareils à pression – Aciers alliés au Mo, au Mn-Mo et au Cr-Mo ».

Cette norme définit quatre nuances d'aciers faiblement alliés au molybdène, au molybdène-manganèse-vanadium et au chrome-molybdène qui sont classées comme **aciers spéciaux alliés** et désignées comme suit :

— 16Mo3 et 1.5415 ;
— 13CrMo4-5 et 1.7335 ;
— 10CrMo9-10 et 1.7380 ;
— 11CrMo-9-10 et 1.7383.

Dans une annexe nationale française s'ajoute la nuance :

— 15MnMoV4-05.

La désignation symbolique des nuances fait référence à leur composition chimique.

Ces aciers calmés, peuvent être livrés dans différents états qui sont répertoriés ci-après :

— acier 16Mo3 : état normalisé ou normalisé et revenu ;

— aciers 13CrMo4-05, 10CrMo9-10 et 11CrMo9-10, selon l'épaisseur :
- état normalisé et revenu,
- état trempé à l'air,
- état trempé dans un liquide ;

— acier 15MnMoV4-05, selon l'épaisseur :
- état normalisé et revenu,
- état trempé à l'air,
- état trempé dans un liquide et revenu.

Il faut noter que les propriétés de ces aciers sont telles que leur emploi à chaud est, pour certaines nuances (16Mo3, 13CrMo4-5 et 15MnMoV4-05) limité par le niveau de leur résistance au fluage et pour d'autres (10CrMo9-10 et 11CrMo9-10), par les réactions susceptibles d'intervenir avec l'atmosphère au contact de laquelle elles se trouveraient placées en service, à température supérieure à 600 °C environ.

La mise en œuvre de ces aciers peut faire intervenir le soudage qui n'exige de précautions que pour les produits de très forte épaisseur ; les deux nuances les plus alliées demandent toutefois des précautions particulières.

Dans cette classe d'aciers, il faut signaler des nuances Cr-Mo-V non encore normalisées qui ont été mises au point pour parvenir à des performances à chaud (résistance au fluage et résistance à l'hydrogène) plus élevées que celles des aciers CrMo9-10. deux nuances ont été développées et sont déjà utilisées :

— une nuance à 0,13 % C, 2,25 % Cr, 1 % Mo, 0,3 % V ;
— une nuance à 0,13 % C, 3 % Cr, 1 % Mo, 0,25 % V.

La détermination des caractéristiques de résistance au fluage de ces aciers n'est pas achevée mais les travaux déjà réalisés montrent que le gain obtenu peut être traduit approximativement par une augmentation, à contrainte initiale constante, de 8 à 10 % de la valeur du paramètre de Larson et Miller calculée avec C = 20.

Une autre amélioration des performances des aciers CrMo9-10 a été obtenue par une addition d'aluminium qui, en augmentant la résistance à l'oxydation, permet l'emploi de ces nuances pendant de longues durées à plus haute température (jusqu'à 600 °C). La résistance au fluage semble être aussi augmentée.

3.2.2.2 Aciers faiblement alliés pour boulonnerie de la norme NF A 35-558

La norme NF A 35-558 regroupe des aciers contenant moins de 4 % de chrome, moins de 1 % de molybdène et moins de 0,4 % de vanadium ; elle définit les trois nuances :

— 15 CD 4-05 ;
— 25 CD 4 ;
— 20 CDV 5-07.

Ces aciers calmés sont généralement utilisés à l'état trempé-revenu. Leur soudage demande des précautions particulières. Leurs propriétés sont telles que leur emploi à chaud est limité à 550 °C environ.

3.2.2.3 Aciers à teneur moyenne en chrome

Ces aciers, qui contiennent entre 4 et 10 % de chrome, de 0,5 à 2 % de molybdène, sont tous susceptibles de la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$.

La nuance Z 15 CD 5-05 est décrite par la norme NF A 35-558. Elle est utilisée après un traitement thermique comportant un chauffage à 900 °C suivi d'un refroidissement lent.

Diverses nuances à 9 % de chrome sont principalement utilisées pour la fabrication des tuyauteries de vapeur surchauffée (entre 540 et 600 °C). Elles contiennent toutes du molybdène et leur résistance au fluage est augmentée par diverses additions : V, Nb et, plus récemment W. Ces nuances ne sont pas normalisées mais leur emploi est préconisé par des codes. Ces aciers sont employés à l'état normalisé + revenu ou parfois à l'état recuit ; ils sont soudables.

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

3.2.3 Aciers à forte teneur en chrome

Dans cette catégorie se trouve l'ensemble des aciers inoxydables dont la teneur en chrome est supérieure à 10 % ; nous les présenterons donc en distinguant les différentes classes habituelles :

— aciers martensitiques dit « à 12 % de chrome » ;
— aciers ferritiques ;
— aciers austénitiques ;
— aciers réfractaires.

3.2.3.1 Aciers martensitiques à teneur en chrome comprise entre 10 et 13 %

On trouve ici la classe d'aciers inoxydables martensitiques dits « à 12 % de chrome », teneur qui leur confère une bonne résistance à des milieux agressifs. En général, ils contiennent des additions diverses susceptibles d'améliorer leur résistance au fluage (Mo, V, W, Nb).

La norme NF A 35-578 définit des nuances dont la teneur en carbone est globalement comprise entre 0,06 et 0,25 % et celle en nickel entre 0,2 et 3 % et qui sont utilisées à l'état recuit :

— Z 9 CKD 11 ;
— Z 12 CNDV 12-03 ;
— Z 18 CWN 13 ;
— Z 21 CDNbV 11 ;
— Z 21 CDV 12.

La norme NF A 35-558 définit une nuance du même type qui est utilisée après trempe à l'air ou à l'huile et revenu :

— Z 20 CDNbV 11.

Ces nuances sont réservées à la fabrication de pièces devant résister à la fois mécaniquement et chimiquement à températures élevées, ceci aussi bien dans les centrales thermiques que dans les industries chimiques, pétrolières et aéronautiques. On peut mentionner, tout particulièrement, leur utilisation pour la réalisation d'ailetages de turbine obtenus par usinage ou par estampage.

3.2.3.2 Aciers ferritiques à teneur en chrome comprise entre 15 et 20 %

Ces aciers dits inoxydables ferritiques à relativement faible teneur en carbone (globalement moins de 0,03 à 0,08 %) ne sont pas susceptibles de subir la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$; leur structure reste ferritique. Ils peuvent contenir de 15 à 20 % de chrome ce qui leur confère une grande résistance aux agressions chimiques (encore améliorée par des additions de silicium et d'aluminium). Mais leur comportement mécanique à chaud laisse parfois à désirer ; aussi leur incorpore-t-on diverses additions destinées à améliorer leur résistance au fluage (Mo, V ...).

La norme NF A 35-578 définit les nuances suivantes :

— Z 3 CNbZr 17 ;
— Z 3 CTNb 18 ;
— Z 8 C 17.

Ces aciers ne « prennent pas la trempe » et sont généralement utilisés à l'état recuit. On les emploi chaque fois qu'une construction, qui n'est pas soumise à des contraintes élevées, doit résister à des atmosphères agressives à haute température.

3.2.3.3 Aciers austénitiques

Ces aciers ne sont pas susceptibles de subir la transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$, mais leur état d'équilibre est ici la structure austénitique. Ils contiennent tous du chrome (13, 5 à 26 %) et du nickel (9 à 35 %) en des proportions ajustées pour leur permettre de conserver l'état austénitique, mais leur teneur en carbone est toujours faible. On leur ajoute des éléments carburigènes (Mo, Ti, Nb), ainsi que de l'aluminium ou du silicium (certaines nuances réfractaires) pour améliorer leur résistance à l'oxydation et, éventuellement du bore. De nombreuses nuances sont décrites dans la norme NF A 35-578 ; d'autres figurent aussi dans la norme NF A 36-209. Une nuance pour boulonnerie est définie par la norme NF A 35-558.

La norme NF A 35-578 définit les nuances suivantes :

— Z 5 NCTDV 26-15 B ;
— Z 6 CND 17-13 B ;
— Z 6 CNDT 17-12 ;
— Z 6 CNDT 17-13 B ;
— Z 6 CNNb 18-12 B ;
— Z 6 CNT 18-10 ;
— Z 6 CNT 187-10 B ;
— Z 8 CN 25-20 ;
— Z 8 CNNb 18-10 ;
— Z 8 NC 33-21 ;
— Z 10 CNWT 17-13 B ;
— Z 12 CN 26-21 ;
— Z 15 CN 23-13 ;
— Z 15 CNS 25-20 ;
— Z 17 CNS 20-12.

La norme NF A 35-558 définit la nuance :

— Z 6 NCTDV 25-15.

La norme NF A 36-209 définit plusieurs classes d'aciers austénitiques pour tôles ; celles qui sont préconisées pour des emplois à haute température sont les suivantes :

— aciers austénitiques (6 nuances dont 2 sont utilisables jusqu'à 550 °C) :
- Z 4 CN 19-10,
- Z 6 CN 18-09 ;

— aciers austénitiques stabilisés (2 nuances utilisables jusqu'à 550 °C) :
- Z 6 CNNb 18-10,
- Z 6 CNT 18-10 HT ;

— aciers austénitiques au molybdène (7 nuances dont 3 sont utilisables jusqu'à 550 °C) :
- Z 4 CND 18-12-03,
- Z 6 CND 18-12-03,
- Z 7 CND 17-11-02 ;

— aciers austénitiques au molybdène stabilisés (2 nuances utilisables jusqu'à 550 °C) :
- Z 6 CNDNb 18-12,
- Z 6 CNDT 17-12 ;

— aciers réfractaires (6 nuances dont 5 sont utilisables jusqu'à 800 °C) :
- Z 8 CN 25-20,
- Z 10 NC 32-21,
- Z 15 CN 24-13,
- Z 15 CNS 25-20,
- Z 17 CNS 20-12.

Ces aciers sont utilisés après un traitement thermique comportant un chauffage à haute température suivi d'un refroidissement rapide. Leur soudage est aisé, mais il faut prendre les précautions nécessaires pour éviter la fissuration à chaud.

3.2.4 Remarque sur les caractéristiques de résistance au fluage de certains aciers de fabrication française

Dans le cadre de la révision de la section « calculs » du CODAP, le comité « Matériaux » du SNCT a souhaité en 1988 que soit vérifiées et éventuellement actualisées les caractéristiques de résistance au fluage des aciers non alliés, des aciers au Mo et des aciers au Cr-Mo qui figuraient dans les normes (les valeurs retenues avaient été adoptées antérieurement à 1970).

Les travaux réalisés (qui ont fait l'objet d'une présentation aux 7e Journées d'étude sur les appareils à pression de l'AFIAP, en 1992) ont porté sur plus de 100 coulées d'aciers (dont 20 environ provenaient de fournisseurs étrangers). L'analyse de plus de

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

1 000 résultats d'essais de fluage exécutés sur des tôles et des tubes a permis de confirmer les données relatives aux aciers non alliées, aux aciers au Mo, aux aciers à 0,5 % Cr et 0,5 % Mo, aux aciers à 1 % Cr et 0,5 % Mo et aux aciers à 2,25 % Cr et 1 % Mo (de petites corrections ont été proposées sur ces derniers).

Par ailleurs, le groupe de travail a attiré l'attention sur :

— l'amélioration de la tenue au fluage des aciers non alliés que pouvaient apporter certains éléments résiduels et notamment le molybdène (lorsque sa teneur passe de 0,005 % à 0,07 % ;

— le peu d'influence, sur la tenue au fluage des aciers au Mo, que pouvait avoir une addition de plus de 0,025 % d'aluminium (nocive par contre en ce qui concerne le risque de graphitisation).

D'autre part, le groupe de travail a confirmé que :

— que les valeurs indiquées sont des valeurs moyennes dont la dispersion peut atteindre ± 20 % par rapport à ces moyennes ;

— que, sauf cas particulier, ces valeurs ne sont pas contrôlées chez le producteur ;

— que les valeurs moyennes figurant dans les normes doivent être utilisées comme base pour la définition des contraints nominales de calcul des matériels travaillant dans le domaine du fluage.

4. Choix d'un acier devant résister au fluage

Pour préparer le choix d'un acier devant résister au fluage, il est intéressant de caractériser son niveau de résistance au fluage en comparant, sur un même graphique, les évolutions de sa limite d'élasticité à chaud et celles de deux niveaux de performance aptes à délimiter globalement son domaine d'emploi en présence d'un phénomène de fluage ; on peut arbitrairement choisir ici :

— la charge unitaire qui provoque la rupture par fluage en 10 000 h, celle-ci représenterait la sollicitation maximale que peut pratiquement supporter le métal (on pourrait aller jusqu'à 1 000 h ;

— la charge unitaire qui provoque un allongement par fluage de 1 % en 100 000 h, celle-ci représenterait la sollicitation minimale sous laquelle le métal considéré peut encore être employé.

La figure **9** donne un exemple d'un tel graphique tracé pour un acier austénitique X6CrNiMo17-12-2. Son examen révèle trois faits importants :

— il existe un domaine de température borné supérieurement dans lequel l'alliage considéré ne subit pas de déformation sensible par fluage quand il est soumis à une sollicitation inférieure à sa limite d'élasticité (ici cette limite supérieure est voisine de 550-600 °C) ;

— le domaine dans lequel l'alliage résiste plus ou moins au fluage est très étroit (sa largeur ici est de l'ordre de 50 à 100 °C) ; au-delà de ce domaine la tenue de l'alliage ne peut pas être considérée comme intéressante ;

— le niveau de sollicitation sous lequel l'alliage peut être considéré comme résistant au fluage diminue très vite quand la température s'élève.

Le domaine d'emploi optimal d'un alliage donné est donc relativement étroit ; il peut donc être utilisé comme base de choix en ce qui concerne sa tenue au fluage.

4.1 Ordres de grandeur des caractéristiques de résistance au fluage

On peut se faire une idée globale des domaines (température et charge unitaire) dans lesquels sont ou peuvent être utilisés les aciers en consultant les normes qui définissent les nuances devant résister au fluage. Le tableau **4** rassemble quelques-unes de ces données correspondant aux habituelles conditions d'emploi.

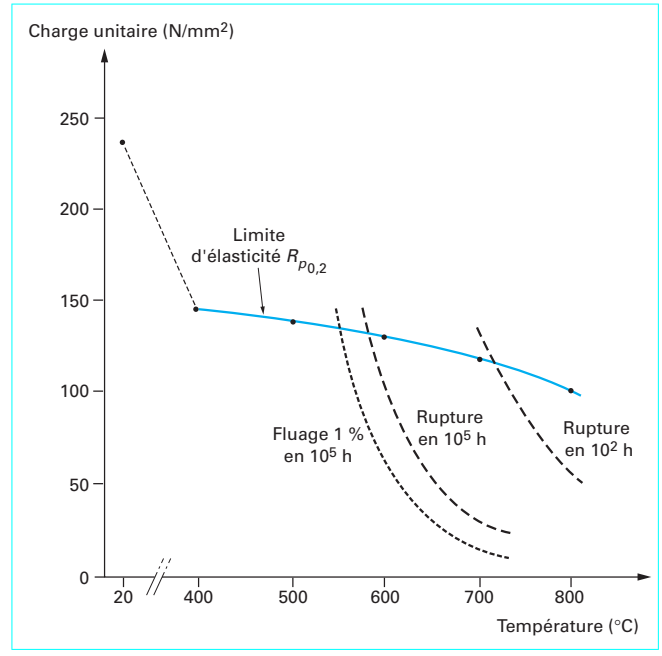


Figure 9 – Exemple de graphique confrontant les variations de la limite d'élasticité à chaud avec celles de diverses caractéristiques limites de résistance au fluage pour un acier austénitique X6CrNiMo17-12-2

4.2 Choix d'un acier devant résister au fluage

La sélection d 'un acier de construction devant résister à des sollicitations mécaniques à haute température doit tenir compte des données imposées :

— température et éventuellement ses évolutions ;
— sollicitations mécaniques en service ;
— déformations admises et risques tolérés ;
— réactions avec le milieu au contact duquel il se trouve ;
— conditions de mise en œuvre lors de la construction.

Le choix sera fait entre diverses nuances sélectionnées dans l'une des grandes catégories d'aciers résistant au fluage, répertoriées schématiquement dans le tableau **5** (à l'intérieur de chaque classe, les aciers ont des propriétés à chaud sensiblement différentes).

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

Tableau 4 – Aciers résistants au fluage. Ordre de grandeur des caractéristiques de résistance au fluage

Type d'acier	Température	Charge unitaire (en N/mm^2)		
		1 % d'allongement	Rupture	
	(°C)	(en 10^5 h)	(en 10^4 h)	(en 10^5 h)
Aciers non alliés	380	118 à 153	229 à 291	165 à 227
	480	30 à 38	75 à 96	41 à 55
Acier au Mo (1)	450	167	298	239
	530	36	102	53
Aciers au Mn-Mo-V (1)	425	314	421	343
	525	54	132	69
Aciers au Cr-Mo	450	166 à 191	306 à 370	221 à 285
	570	24 à 35	76 à 85	33 à 51
Aciers à 12 % de Cr	500	120 à 250	250 à 392	165 à 290
	600	44 à 45	55 à 160	59 à 60
	650 (1)	.....	69	26
Aciers inoxydables ferritiques	500	60 (1)	140 à 660	120 à 500
	600	20 à 100	45 à 265	30 à 195
	700	.....	13 à 75	
Aciers inoxydables et réfractaires austénitiques	550	60 à 157	160 à 270	90 à 205
	600	35 à 90	120 à 182	65 à 122
	650	22 à 49 (2)	70 à 115	35 à 73
	700	12 à 31 (2)	36 à 70	16 à 47
	800	9 à 13 (3)	18 à 30 (2)	7,5 à 20 (2)

(1) Une seule nuance.
(2) Pour certains d'entre eux.
(3) À titre indicatif et pour certains d'entre eux.

Tableau 5 – Conditions limites d'emploi d'un acier devant résister au fluage

Catégorie	Température (en °C)	Atmosphère
Aciers non alliés	< 500	non agressive
Aciers faiblement alliés	< 600	non agressive
Aciers au chrome	< 800	agressive
Aciers ferritiques	< 1100	très agressive
Aciers austénitiques	< 900	agressive

Le travail du concepteur peut être aidé s'il utilise certains diagrammes comme celui reproduit à la figure **10** qui, dans le système de coordonnées « charge unitaire / température » délimite conventionnellement les domaines d'emploi (comme indiqué au début du paragraphe 4). S'il dispose de toutes les données nécessaires, il pourra aussi se livrer à une confrontation entre les caractéristiques de résistance au fluage et le niveau de la limite d'élasticité des différents aciers utilisables pour déterminer leurs conditions optimales d'emploi (voir la méthode proposée à la référence [37]).

Dans le domaine des appareils à pression travaillant à chaud, le concepteur s'appuiera sur les « codes de construction » ou les « directives » qui définissent, avec précision, les règles à appliquer dans les cas considérés et ont parfois force de règlement.

Tous les moyens de calcul conduisant à un dimensionnement des sections de métal, dans tous les cas, le problème posé amène à confronter les différentes nuances utilisables aux températures d'emploi considérées, en terme de valeurs de la contrainte admissible et donc corrélativement de sections, c'est-à-dire de poids des constructions, soit encore de prix de revient. Mais au-delà du choix de l'acier le plus économique qui résistera à la fois au fluage et à l'atmosphère dans laquelle il travaillera, il faut prendre en compte aussi la faisabilité de la construction, c'est-à-dire les exigences relatives à la mise en forme et au soudage. D'autre part, il faudra tenir compte, dans le choix du matériau, des risques d'évolutions qu'il peut subir dans le temps, car le maintien à la température de service peut intervenir comme un revenu capable, vue sa longue durée, d'engendrer des modifications de la structure qui provoquerait une évolution préjudiciable à ses performances. Comme exemple d'un

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques

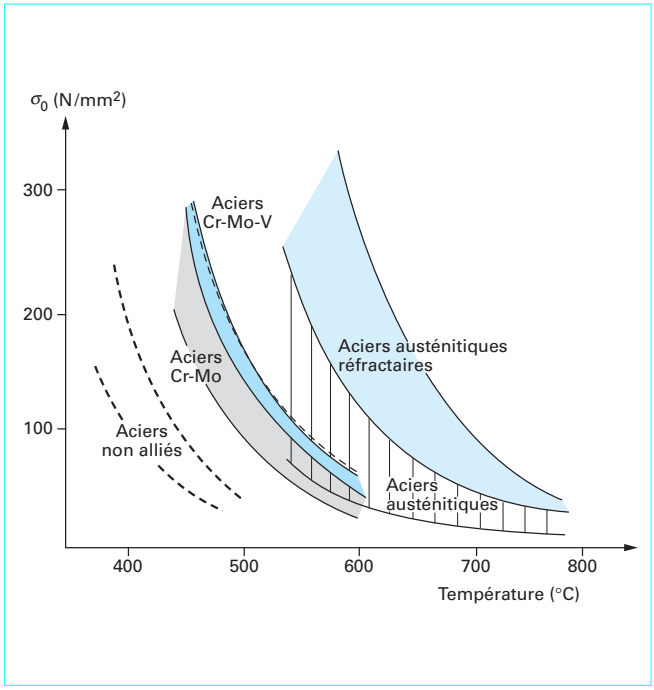


Figure 10 – Diagramme $\sigma_0 = f$ (température) permettant de mettre en évidence les domaines d'emploi des principales classes d'aciers résistant au fluage

tel phénomène, on peut citer la fragilisation en service des aciers Cr+Mo+V pour boulonnerie à chaud utilisés autrefois.

Par ailleurs, il ne faudra pas oublier de tenir compte des possibilités d'apparition de sollicitations complexes ou évolutives qui rendront les calculs des constructions plus délicats et plus imprécis. C'est ainsi que, dans certains cas particulièrement complexes, on pourra être conduit à envisager la possibilité de réaliser une expérimentation sur pièces réelles.

On voit combien complexe sera le choix de l'acier à utiliser et délicat le travail du responsable qui devra prendre l'avis de nombreux spécialistes parmi lesquels doivent se trouver des métallurgistes avertis.

Enfin, si l'ensemble des conditions imposées ne permet pas d'envisager la possibilité d'utiliser les aciers qui ont été décrits plus haut, on se retournera vers les matériaux appartenant à la catégorie des alliages spéciaux ou superalliages. Dans cette catégorie se rangent des aciers très alliés et surtout des alliages dans lesquels la part du fer va décroissant et qui contiennent de fortes proportions de chrome et de nickel, ainsi que du cobalt en plus des éléments durcissants. Ce sont généralement des produits dont l'emploi doit être envisagé avec leur producteur. On pourra aussi reconsidérer les termes du choix en tenant compte du fait que les procédés de fabrication de produits plaqués comme les techniques modernes de rechargement permettent de réaliser des bimétaux tels qu'un des constituants assure la fonction de tenue mécanique alors que l'autre (en surface) apporte la résistance aux agressions chimiques.

Il ne faudra jamais oublier qu'un léger abaissement de la température du métal soumis au fluage peut modifier très sensiblement sa résistance comme le montre la forme des domaines d'emploi évoqués figure **10**. Ceci a été réalisé avec un grand succès dans l'industrie aéronautique par l'emploi d'ailettes à canaux, puis à cavités, puis à convection [38].

Toute reproduction sans autorisation du Centre français d'exploitation du droit de copie est strictement interdite.
©Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques